# STÄHLE MIT DUALPHASEN-GEFÜGE

## DEFINITION, HERSTELLUNG, FORMÄNDERUNGSFESTIGKEIT UND -FÄHIGKEIT IM RAHMEN ANDERER FERRITISCH-MARTENSITISCHER GEFÜGE

Doktorarbeit
zur
Erlangung des Grades
Doktor-Ingenieur
der
Abteilung für Maschinenbau
der Ruhr-Universität Bochum

von
Joachim Becker
geb. in Wuppertal

Bochum 1982

# STÄHLE MIT DUALPHASEN-GEFÜGE

## DEFINITION, HERSTELLUNG, FORMÄNDERUNGSFESTIGKEIT UND -FÄHIGKEIT IM RAHMEN ANDERER FERRITISCH-MARTENSITISCHER GEFÜGE

DOKTORARBEIT

ZUR

ERLANGUNG DES GRADES

DOKTOR-INGENIEUR

DER

ABTEILUNG FÜR MASCHINENBAU

DER RUHR-UNIVERSITÄT BOCHUM

VON

JOACHIM BECKER

GEB. IN WUPPERTAL

BOCHUM 1982

UNIV.
LEIDEN
BIBL.

Doktorarbeit eingereicht am: 20. 1.1982
Tag der mündlichen Prüfung : 18. 2.1982
Referent : Prof. Dr.-Ing. E. Hornbogen
Korreferent : Prof. Dr.-Ing. H. Berns

INHALT


| | | |
|---|---|---|
| 1. | Einleitung | 1 |
| 1.1. | Technische Bedeutung von flachgewalzten, hochfesten schweißbaren Baustählen | 1 |
| 1.2. | Dualphasen-Stahl: Neuentwicklung eines hochfesten Baustahls | 2 |
| 1.2.1. | Gefügeherstellung und chemische Zusammensetzung der Dualphasen-Stähle | 3 |
| 1.2.2. | Festigkeit und Duktilität von Dualphasen-Stählen | 6 |
| 1.3. | Ziel der Arbeit | 8 |
| 2. | Experimentelle Methoden | 11 |
| 2.1. | Versuchswerkstoff | 11 |
| 2.2. | Dilatometerversuch und Gefügeeinstellung | 11 |
| 2.3. | Metallographische Untersuchung | 13 |
| 2.4. | Mechanische Prüfverfahren | 14 |
| 2.4.1. | Härtemessung | 14 |
| 2.4.2. | Zugversuch | 14 |
| 2.4.3. | Tiefungsversuch nach Erichsen | 15 |
| 2.4.4. | Kerbschlagbiegeversuch | 15 |
| 2.4.5. | Wöhlerkurven | 16 |
| 3. | Versuchsergebnisse | 16 |
| 3.1. | Dilatometrische Analyse der ($\alpha+\gamma$)-Umwandlung | 16 |
| 3.2. | Gefügeuntersuchung | 17 |
| 3.2.1. | Herkömmliche Gefüge | 17 |
| 3.2.2. | Ferrit-Martensit Gefüge | 18 |
| 3.2.2.1 | Kontinuierliche Behandlung | 18 |
| 3.2.2.2 | Interkritische einstufige Behandlung | 19 |
| 3.2.2.3 | Interkritische zweistufige Behandlung | 20 |
| 3.3. | Mechanische Eigenschaften | 21 |
| 3.3.1. | Härtemessung | 22 |
| 3.3.2. | Zugversuch | 22 |
| 3.3.3. | Tiefungsversuch nach Erichsen | 28 |
| 3.3.4. | Kerbschlagbiegeversuch | 29 |
| 3.3.5. | Ermüdungsversuch | 30 |

| | | |
|---|---|---|
| 4. | Diskussion | 31 |
| 4.1. | Herstellung und Topologie der Ferrit-Martensit Gefüge | 31 |
| 4.1.1. | Gleichgewichtsbetrachtung der $\alpha \leftrightarrow \gamma$-Umwandlung | 31 |
| 4.1.2. | Bildungsmechanismen der Ferrit-Martensit Gefüge | 32 |
| 4.1.3. | Gefügebeschreibung | 35 |
| 4.2. | Mechanische Eigenschaften der Ferrit-Martensit Gefüge im Zugversuch | 40 |
| 4.2.1. | Mikroskopische Eigenschaften der Gefügeelemente | 40 |
| 4.2.2. | Einfluß der Gefügetopologie | 42 |
| 4.2.3. | Einfluß des P-Zusatzes und der Korngröße im Dualphasen-Gefüge | 51 |
| 4.3. | Umformverhalten im Erichsen-Versuch | 55 |
| 4.4. | Kerbschlagbiegeversuch | 56 |
| 4.5. | Ermüdungsverhalten | 58 |
| 4.6. | Zukunftsaussichten des Dualphasen-Stahls | 59 |
| 5. | Zusammenfassung | 62 |
| 6. | Literatur | 67 |
| 7. | Tabellen | 72 |
| 8. | Bilder | 75 |

## Liste der verwendeten Symbole

| | | |
|---|---|---|
| $\alpha$, $\alpha_M$, $\gamma$ | | Gefügebereich, Phasen |
| $\alpha\alpha$, $\alpha_M\alpha_M$, $\gamma\gamma$ | | Korngrenzen |
| $\alpha\alpha_M$, $\alpha\gamma$ | | Phasengrenzen |
| $A_{ij}$ | $[m^2]$ | Fläche einer Grenzflächenart |
| $V$ | $[m^2]$ | Gesamtvolumen |
| $\bar{D}$, $D$ | [m] | (mittlerer) Korndurchmesser |
| $C_i$ | $[m^{-1}]$ | Korn- und Phasengrenzenkonzentration |
| $\Delta = \frac{C_{\gamma\gamma}}{C_{\alpha\alpha}}$ | | Gefügeparameter |
| $\delta = \frac{C_{\alpha\gamma}}{C_{\gamma\gamma}}$ | | Gefügeparameter |
| $f_i$ | | Volumenanteil einer Phase |
| $f_{ij}$ | | Volumenanteil einer Grenzenart |
| $F$ | [N] | Zugkraft |
| $S$ | $[m^2]$ | Probenquerschnitt |
| $L$ | [m] | Meßlänge |
| $\sigma$ | [MPa] | (Nenn-)Spannung |
| $\sigma_w$ | [MPa] | wahre Spannung |
| $\varepsilon$ | [%] | Dehnung |
| $\varepsilon_w$ | | wahre Dehnung |
| $\varepsilon_d$ | [%] | Dickenabnahme beim Walzen |
| $P$ | | makroskopische Eigenschaft |
| $\bar{p}_i$ | | partielle Eigenschaft eines Gefügebereichs |
| $\bar{p}_{ij}$ | | partielle Eigenschaft einer Grenzflächenart |
| $R_p$ | [MPa] | Dehngrenze |

| | | |
|---|---|---|
| $R_{p0,2}$ | [MPa] | 0,2-Dehngrenze |
| $R_{eH}$ | [MPa] | obere Streckgrenze |
| $R_m$ | [MPa] | Zugfestigkeit |
| $A_g$ | [%] | Gleichmaßdehnung |
| A | [%] | Bruchdehnung |
| Z | [%] | Brucheinschnürung |
| n | | Verfestigungsexponent |
| $t_E$ | [m] | Erichsen-Tiefung |
| $A_v$ | [J] | Kerbschlagarbeit |
| $\sigma_{bW}$ | [MPa] | (Biege-) Wechselfestigkeit |
| T | [°C] | Temperatur |
| $Ac_1$, $Ac_3$<br>$Ar_1$, $Ar_3$ | [°C] | Umwandlungstemperaturen |
| K | | Konstante |
| B | | Faktor |
| b | [m] | Burgersvektor |

# 1. Einleitung

## 1.1. Technische Bedeutung von hochfesten, flachgewalzten, schweißbaren Baustählen

Hochfeste, schweißbare Baustähle haben eine Streckgrenze >350 MPa. Die Nachfrage nach diesen Stählen ist in den letzten Jahren in vielen Bereichen der Technik ständig gestiegen [1]. Denn die stark wachsenden Energiekosten stellen insbesondere an die Hersteller von Nutz- und Personenfahrzeugen [2], Baumaschinen und Landmaschinen die Forderung, das Leistungsgewicht zur Senkung der Betriebskosten zu erhöhen. Um die Totlast der Bauteile zu verringern, strebt man heute durch konstruktive Neuerungen eine leichtere Gestaltung und höhere Belastbarkeit der Komponenten an. Von den eingesetzten flachgewalzten Stählen wird als Gebrauchseigenschaft eine hohe Festigkeit, die durch die Streckgrenze und Zugfestigkeit gekennzeichnet ist, und eine hohe Schwingfestigkeit verlangt. Weiterhin ist als Gebrauchseigenschaft im Falle einer Verschleißbeanspruchung ein hoher Verschleißwiderstand der hochfesten Baustähle von Bedeutung. Als Verarbeitungseigenschaft sollten die Stähle eine gute Schweißeignung und eine hohe Duktilität für die Kaltumformung aufweisen.

Alle diese Stahleigenschaften sind miteinander verknüpft und können deshalb nicht getrennt voneinander verändert werden. Vom Verbraucher wird die optimale Kombination aller Eigenschaften gefordert.

Als hochfeste flachgewalzte Baustähle stehen heute den Verbrauchern die kaltumformbaren Feinkornbaustähle [3] zur Verfügung. Diese Stähle können im Verhältnis zur Verbesserung ihrer mechanischen Eigenschaften wirtschaftlich hergestellt werden und sind weitgehend aus dem Stadium der Entwicklung heraus. Die erzielten Fortschritte hinsichtlich einer höheren Festigkeit als in den unlegierten Kohlenstoffstählen bei einer gleichzeitig günstigen Kaltumformbarkeit beruhen im wesentlichen auf dem Legieren mit kleinsten Mengen von karbid- und nitritbildenden Elementen

wie Nb, V und Ti. Diese Elemente bewirken durch eine sehr fein verteilte Dispersion neben einer Ferritkornverfeinerung eine beträchtliche Ausscheidungshärtung. Für kompliziert geformte Teile, wie sie gerade im Fahrzeugbau auftreten, erfüllen diese Stähle die Anforderungen hoher Verformbarkeit jedoch oftmals nicht [4]. Es entspricht heute dem Stand der Technik, daß für solche Teile noch immer Stahlsorten mit niedrigen Festigkeitswerten, d. h. $R_{p0,2}$ = 150 MPa und $R_m$ = 360 MPa, wie der St 14, St 13 und St 12 nach DIN 1623 verwendet werden müssen.

## 1.2. Dualphasen-Stahl: Neuentwicklung eines hochfesten Baustahls

Mitte der 70iger Jahre wurde unabhängig voneinander in zwei Arbeiten [5, 6] erstmalig ein mit Dualphasen-Stahl* bezeichneter Stahltyp beschrieben. Als typische mechanische Eigenschaften wurden eine kontinuierliche 0,2 %-Dehngrenze $\geq$ 350 MPa, eine sehr hohe Verfestigung bei kleinen plastischen Verformungsgraden, ein Streckgrenzenverhältnis $R_{p0,2}/R_m$ von nahezu 0,5 und eine Gleichmaßdehnung von ungefähr 15 % angegeben. Es wurde darauf hingewiesen, daß damit in dem neuen Stahltyp im Vergleich zu den mikrolegierten Feinkornbaustählen Streckgrenze, Zugfestigkeit und Gleichmaßdehnung eine weitaus bessere Kombination hinsichtlich einer Anwendung als Blechwerkstoff für Kaltumformvorgänge aufweisen. Der Dualphasen-Stahl wurde als verbesserter Werkstoff für Fahrzeugteile wie Stoßstangen, Felgenschüsseln, Felgenkränzen und tragenden Karosserieteilen mit hoher statischer Beanspruchung vorgeschlagen [7, 8]. Denn aufgrund der hohen Gleichmaßdehnung ist einerseits die Umformung des Werkstoffs gewährleistet, und andererseits weist der Werkstoff durch seine hohe Anfangsverfestigung nach der Verformung eine hohe statische Festigkeit auf. In den ersten Untersuchungen war die Legierung des Dualphasen-Stahls mit der eines mikrolegierten Baustahls identisch. Damit müssen sich seine charakteristischen mechanischen Eigenschaften allein aus seinem Gefüge ergeben, das sich aus ferritischen und martensitischen Gefügebereichen zusammensetzt. Das Gefüge des Dualphasen-Stahls kann allerdings

*(englisch: "dual-phase steel" sollte nicht allgemein mit Zweiphasen-Stahl übersetzt werden, da sich die Bezeichnung auf ein spezielles Gefüge bezieht)

nicht als neu betrachtet werden, da im Rahmen von früheren Untersuchungen schon Stähle mit Dualphasenähnlichkeit behandelt wurden [9, 10]. Jedoch zeigte man in diesen Arbeiten die hervorragende Kombination von Zugfestigkeit und Verformbarkeit, mit der der Dualphasen-Stahl später praktische Bedeutung bekam und viel Beachtung fand, noch nicht auf.

### 1.2.1. Gefügeherstellung und chemische Zusammensetzung der Dualphasen-Stähle

Für die industrielle Herstellung der Dualphasen-Stähle entwickelte man folgende zwei Verfahrensweisen, wobei als Ausgangsmaterial zunächst herkömmliche mikrolegierte Baustähle mit 0,05 bis 0,15 Gew. % C verwendet wurden:

- Kalt- oder warmgewalzte Bleche werden von einer niedrigeren Temperatur ins ($\alpha+\gamma$)-Gebiet des Zustandsdiagramms aufgeheizt, im ($\alpha+\gamma$)-Gebiet geglüht und dann beschleunigt abgekühlt. Dieses Verfahren wird mit 'interkritische Glühung' benannt [11, 12].

- Bleche werden nach der Homogenisierungsglühung ins ($\alpha+\gamma$)-Gebiet warmgewalzt, im ($\alpha+\gamma$)-Gebiet geglüht und dann beschleunigt abgekühlt. Dieses Verfahren wird mit 'kontrollierte Abkühlung' oder 'kontinuierliche Glühung' bezeichnet [13].

In beiden Verfahren muß zur Gewährleistung der martensitischen Umwandlung des Austenits eine kritische Abkühlungsgeschwindigkeit im letzten Verfahrensschritt erreicht werden. Hierdurch wird die größtmögliche Blechdicke des Dualphasen-Stahls bestimmt. Wegen der kontinuierlichen Herstellungsweise ergibt sich für die 'kontrollierte Abkühlung' ein wirtschaftlicher, kostensparender Vorteil. Allerdings liegen die Grenzen für die untere Erzeugnisdicke im Warmwalzvorgang mit ungefähr 2 mm über den vorwiegend im Fahrzeugbau benötigten Wanddicken. Für den Kaltwalzvorgang, d. h. für die interkritische Glühung, gilt diese untere Grenze nicht. Aus diesem Grund haben beide Verfahren für die kommerzielle Herstellung eines Dualphasen-Stahls Bedeutung bekommen.

Der Martensitvolumenanteil in den Gefügen (Rest Ferrit) wird bestimmt durch die Glühtemperatur im ($\alpha+\gamma$)-Gebiet und durch den Kohlenstoffgehalt der Legierung, entsprechend dem Hebelgesetz. Er kann bei 0,1 % C zwischen ungefähr 10 und 100 Vol.% variiert werden. Mit diesen Grenzen lassen sich durch die beiden Verfahren allein durch die Variation der Volumenanteile eine Vielzahl von ferritisch-martensitischen Gefügeformen herstellen. In zahlreichen bisherigen Arbeiten zum Dualphasen-Stahl [14, 15] wurde die Gefügeherstellung in Abhängigkeit von Parametern der zwei zuvor beschriebenen Herstellungsverfahren wie Temperaturverlauf, Glühzeit und Walzgrad untersucht. Gleichzeitig wurden im Zugversuch die nach außen gezeigten mechanischen Eigenschaften dieser Gefüge bestimmt. Dabei kommt die Mehrzahl der Arbeiten zu dem Schluß, daß ein Dualphasen-Stahl eine optimale Kombination von Festigkeit und Duktilität aufweist, wenn er sich aus 10 - 30 Vol.% Martensit, der in der ferritischen Grundmasse liegt, zusammensetzt. Die Beschreibungen der Dualphasen-Gefüge in diesen Arbeiten sind aber insofern nicht eindeutig, weil die Gefüge allenfalls mit dem Volumenanteil und der Korngröße der Gefügebereiche charakterisiert werden. Aussagen über die Art und Weise, wie die Phasen im Gefüge miteinander kombiniert sind, liegen nicht vor.

Wegen der Schwierigkeiten in der großtechnischen Herstellung des Dualphasen-Gefüges mit den herkömmlichen Legierungen der Feinkornbaustähle wurde in den letzten Jahren ein spezielles Legierungskonzept für Dualphasen-Stähle zur Verbesserung der folgenden zwei Aspekte entwickelt. Zum einen erweist sich nämlich als problematisch, daß in den anfangs verwendeten herkömmlichen Legierungen die $A_3$-Linie ($\gamma/(\alpha+\gamma)$-Übergangslinie) sehr flach verläuft, d. h. kleine Änderungen der Glühtemperatur im ($\alpha+\gamma$)-Gebiet bewirken starke Änderungen des Martensitvolumenanteils. Um den zulässigen Bereich der Glühtemperatur im ($\alpha+\gamma$)-Gebiet zur Einstellung eines bestimmten Martensitgehalts zu vergrößern, wurde die Zugabe von Legierungselementen wie Si und Mo [16] vorgeschlagen. Diese Elemente verändern das ($\alpha+\gamma$)-Gebiet insofern [17], als daß die $A_3$-Linie eine stärkere Nei-

gung aufweist und damit die Abhängigkeit des Martensitvolumenanteils von der Glühtemperatur geringer wird. Zum anderen erweist sich in den herkömmlichen Legierungen die Herstellung von dickeren Blechen mit Dualphasen-Gefüge oder, wenn in den Produktionsanlagen nicht eine hinreichend große Abkühlungsgeschwindigkeit erreicht werden kann, die Herstellung des Dualphasen-Stahls überhaupt mangels Durchhärtbarkeit des Austenits als problematisch. Um die kritische Abkühlgeschwindigkeit zur Gewährleistung einer martensitischen Umwandlung zu erniedrigen, wurde die Zugabe von Elementen wie Mn, Si, V, Ti, Cr und insbesondere Mo vorgeschlagen [16, 18, 19, 20]. Die relative Wirksamkeit der Elemente Mn, Cr und Mo auf die kritische Abkühlgeschwindigkeit wird in einer empirischen Untersuchung von Tanaka et al. [21] mit dem Manganäquivalent angegeben.

$$Mn_{eq}\ (\%) = Mn\ \% + 1{,}3\ Cr\ (\%) + 2{,}67\ Mo\ (\%) \qquad (1)$$

$$\log CR\ (^{o}C/sec) = -1{,}73\ Mn_{eq}\ (\%) + 3{,}95 \qquad (2)$$

wobei mit CR die kritische Abkühlgeschwindigkeit bezeichnet ist.

Aufgrund dieser Kriterien enthalten die Legierungen, die bis zum gegenwärtigen Zeitpunkt speziell für die Herstellung eines Dualphasen-Gefüges entwickelt wurden, als Basislegierungen 1 bis 2 % Mn, bis zu 1,5 % Si und in einigen Fällen in Gehalten von wenigen Zehntelprozent einen Zusatz von Vanadium, Molybdän und Chrom. Da der Zusatz von diesen Elementen, insbesondere von Mo und V, die Stähle verteuert, auf der anderen Seite die hochfesten Baustähle als Massenstähle von der Wirtschaftlichkeit her attraktiv sein müssen, beschränkt man möglichst den Zusatz von Legierungselementen und paßt ihn der geforderten Abkühlrate an.

Neben diesen Kriterien ist für das Legierungskonzept weiterhin zu beachten, inwiefern der Zusatz von Elementen einen Einfluß auf die mechanischen Eigenschaften und die Schweißbarkeit ausübt.

### 1.2.2. Festigkeit und Duktilität von Dualphasen-Stählen

Um in der Entwicklung der Dualphasen-Stähle ein Optimum an Festigkeit und Umformvermögen zu erreichen, ist man bestrebt, mittels Modellvorstellungen die Einflußgrößen dieser beiden Eigenschaften zu erfassen. Eine experimentelle Aussage über die Formänderungsfestigkeit und plastische Formänderung machen die Kennwerte des Zugversuchs [22]. In verschiedenen Arbeiten wurde zur Erklärung dieser Eigenschaften versucht, sie über die Kontinuumsmechanik mit dem Volumenanteil der beiden Phasen zu beschreiben. Als Ansatz wurde für die Fließeigenschaften der Dualphasen-Stähle folgende einfache Mischungsregel gewählt:

$$\sigma = \sigma_{\alpha} \cdot f_{\alpha} + \sigma_{\alpha_M} \cdot f_{\alpha_M} \qquad (3)$$

$$\varepsilon = \varepsilon_{\alpha} \cdot f_{\alpha} + \varepsilon_{\alpha_M} \cdot f_{\alpha_M} \qquad (4)$$

wobei gilt, daß

$$f_{\alpha} = (1 - f_{\alpha_M}) \qquad (5)$$

Die Mischungsregeln sagen aus, daß die Spannung und die Dehnung des Dualphasen-Stahls sich aus den Spannungen und Dehnungen der Gefügebereiche Ferrit und Martensit im Verhältnis ihrer Volumenanteile zusammensetzen. Allerdings läßt sich mit den Mischungsregeln erst eine Aussage über die nach außen gezeigte Spannung $\sigma$ und Dehnung $\varepsilon$ machen, wenn bekannt ist, wie die Spannungen und Dehnungen sich zwischen den martensitischen und ferritischen Bereichen aufteilen. Davies [23, 24] greift hierzu auf das Modell von Mileiko [25] und Garmong und Thompson [26] für duktile faserverstärkte Werkstoffe zurück, das gleiche Dehnung in den Phasen voraussetzt. Weiterhin nimmt er an, daß die Spannungen in den Phasen Ferrit und Martensit und in ihrem Verbund, dem Dualphasen-Gefüge, mit der Holloman-Gleichung [27] als Funktion der Dehnung beschrieben werden:

$$\sigma_w = K \cdot \varepsilon_w^{\,n} \qquad (6)$$

Die Konstante K und den Verfestigungsexponenten n für die Phasen Ferrit und Martensit berechnet Davies jeweils aus der Spannungs-Dehnungs-Kurve eines reinen Ferrit- und eines reinen Martensit-Gefüges. Mit der allgemeinen Mischungsregel in Gleichung 3, die unter Berücksichtigung der getroffenen Voraussetzungen die Spannungsverteilung im Dualphasen-Gefüge angibt, werden nachfolgend Gleichungen hergeleitet, die die Zugfestigkeit und Gleichmaßdehnung des Dualphasen-Stahls in Abhängigkeit vom Volumenanteil der Phasen beschreiben. Da allerdings nicht experimentell nachgewiesen wird, daß der Martensit in gleichem Maße wie der Ferrit verformt, ist es fraglich, inwiefern dieser Ansatz das wahre Fließverhalten der Dualphasen-Gefüge beschreibt. Andere Autoren schlagen ein kontinuumsmechanisches Modell vor, das unterschiedliche Dehnungen im Ferrit und Martensit voraussetzt. Tamura et al. [28] nehmen in einem Modell für ferritisch-martensitische Gefüge an, daß die Dehnungen in den beiden Phasen mit dem Faktor m aufgeteilt sind:

$$m = \frac{\varepsilon_{\alpha_M}}{\varepsilon_{\alpha}} \qquad (7)$$

Speich und Miller [29] geben in theoretischen Berechnungen die Aufteilung der Dehnungen in Dualphasen-Stählen bis 50 Vol. % Martensit mit m = 0,01 an. Mit diesem Wert und den allgemeinen Mischungsregeln leiten die Autoren Größengleichungen ab, die die Streckgrenze, Zugfestigkeit und Gleichmaßdehnung der Dualphasen-Stähle in Abhängigkeit vom Volumenanteil der Phasen beschreiben. Diese Arbeit steht im Widerspruch zu dem ersten Modell, das gleiche Dehnung, d. h. m = 1, in beiden Phasen voraussetzt. Ein experimenteller Nachweis über die Aufteilung der Dehnung zu m = 0,01 wird auch in dieser Arbeit nicht gebracht. Trotz der Widersprüche in den Modellen werden in den einzelnen Arbeiten die Zugversuchsergebnisse von Dualphasen-Stählen über abgegrenzte Bereiche der Phasenanteile gut beschrieben.
Die empirischen Aufnahmen lassen jedoch keine Rückschlüsse auf die Einflußgrößen der nach 'außen gezeigten' mechanischen Eigenschaften der Gefüge zu, was für eine Werkstoffoptimierung Voraussetzung ist. Die Modelle erweisen sich insofern als un-

vollkommen, als daß die Gefüge, wie schon erwähnt, mit dem Volumenanteil der Phasen nur unzureichend beschrieben werden. Weil die Anordnung der Phasen zueinander im Gefüge nicht berücksichtigt wird, können mechanische Eigenschaftsänderungen, die sich aus der gegenseitigen Beeinflussung der Phasen ergeben, mit den vorhandenen Modellen nicht erfaßt werden. Daß die Kombination der Phasen in einem grob zweiphasigen Werkstoff einen Einfluß auf die mechanischen Eigenschaften hat, zeigte in den fünfziger Jahren Gurland für WC-Co-Hartmetalle [30]. Er erkannte, daß für die Festigkeitseigenschaften dieses Werkstoffs auch der Grad des Zusammenhangs der Phasen ausschlaggebend ist. Dementsprechend berücksichtigte er diesen Einfluß in der Darstellung der mechanischen Eigenschaften durch einen 'Kontiginuitätsparameter'.

In Anlehnung an dieses Ergebnis sollte sich auch für die Dualphasen-Stähle erwarten lassen, daß umfassende Beziehungen zwischen Gefüge und den nach außen gezeigten „makroskopischen" Eigenschaften nur über eine bessere eindeutige Beschreibung des Dualphasen-Gefüges gefunden werden können. Damit sollte die Möglichkeit bestehen, eine direkte Optimierung der mechanischen Eigenschaften, wie es für andere Werkstoffgruppen schon früher vorgeschlagen wurde [31, 32], zu erreichen.

## 1.3. Ziel der Arbeit

Ausgehend von den Ergebnissen, die aus früheren Arbeiten über den Dualphasen-Stahl bekannt sind, ergeben sich als Ziel dieser Arbeit folgende vier Punkte:

1. Es soll das Dualphasen-Gefüge hinsichtlich seiner Topologie als Gefügetyp definiert werden.

2. Die Möglichkeiten zur Herstellung eines solchen Gefüges sollen aufgezeigt werden.

3. Es sollen Beziehungen zwischen dem Gefüge und der „makroskopischen" Formänderungsfestigkeit und -fähigkeit des Dualphasen-Stahls aufgesucht werden, um damit seine charakteristischen mechanischen Eigenschaften zu erklären.

4. Mit dem Verständnis von 1 - 3 soll versucht werden, die Möglichkeiten zu beurteilen, die sich daraus für die Praxis zur Optimierung der Herstellverfahren und der mechanischen Eigenschaften eines Dualphasen-Stahls anbieten.

Die Punkte 1 - 3 der Zielsetzung können nicht voneinander unabhängig betrachtet werden. Denn die Definition des Dualphasen-Gefüges sollte so erfolgen, daß sie mit den Realitäten der Gefügeherstellung vereinbar ist und daß ihre Parameter zur Herstellung von Beziehungen zu den makroskopischen Eigenschaften geeignet sind.

In den zum Dualphasen-Stahl vorliegenden Arbeiten wurde bisher nur eindeutig festgestellt, daß der Dualphasen-Stahl eine hohe Verformungsfähigkeit und weiterhin eine hohe Festigkeit nach der Vorformung als makroskopische Eigenschaft aufweist. Aussagen über die besondere Topologie des Dualphasen-Stahls im Rahmen der Vielfalt aller ferritisch-martensitischer Gefüge und deren Einfluß auf die mechanischen Eigenschaften liegen bisher nur sehr wenige vor. Das Konzept der Arbeit besteht darin, einen weiten Bereich von ferritisch-martensitischen Gefügen zu untersuchen, um daraus das Dualphasen-Gefüge zu definieren. Es ist hierbei der Ausgangsgedanke, daß die makroskopischen Eigenschaften dieser Gefüge ihren Ursprung haben in den mikroskopischen Eigenschaften und der geometrischen Anordnung ihrer Gefügeelemente, wie den Phasen Ferrit ($\alpha$) und Martensit ($\alpha_M$) und den drei Grenzflächenarten (Korngrenzen $\alpha\alpha$ und $\alpha_M\alpha_M$ und Phasengrenzen $\alpha\alpha_M$). Zur Erklärung der makroskopischen Eigenschaften gilt es, Beziehungen zu den Eigenschaften der Gefügeelemente, deren Volumenanteil und deren geometrische Anordnung herzustellen.

Im ersten Teil dieser Arbeit werden zunächst ferritisch-martensitische Gefüge mit einem breiten Korngrößenspektrum und einer breiten Variation des Volumenanteils der beiden Phasen Ferrit und Martensit hergestellt und durch geeignete Parameter ein-

deutig beschrieben. Dies ist notwendig, weil im zweiten Teil der Arbeit versucht wird, die makroskopischen Festigkeits- und Fließeigenschaften dieser Gefüge den mikroskopischen Eigenschaften der Gefügebestandteile und deren Kombination zuzuordnen. Damit sollte es möglich sein, eine gezielte Entwicklung des Dualphasen-Gefüges durch Variation des Ferrit- und Martensitvolumenanteils und der Korngröße hinsichtlich einer optimalen Kombination von Festigkeit und Verformungsfähigkeit vorzunehmen.

Um die Untersuchung möglichst praxisnah durchzuführen, werden kommerzielle, für die Dualphasen-Stähle übliche, mikrolegierte Stähle verwendet. Zusätzlich sind drei Stähle, die in der Grundzusammensetzung dem kommerziellen mikrolegierten Stahl entsprechen, mit einem Phosphorzusatz von 0,1; 0,24 und 0,98 Gew.% Grundlage der Untersuchung. Durch den P-Zusatz sollen bei konstanter Gefügetopologie die mikroskopischen Eigenschaften der Gefügeelemente varriiert werden und der Einfluß auf die makroskopischen Eigenschaften gezeigt werden. Wegen der starken mischkristallhärtenden Wirkung dieses Elementes im Ferrit [33, 34] ist einerseits eine hohe Verfestigung dieser Phase zu erwarten. Andererseits ist allerdings wegen der bewußt hohen Phosphorgehalte zu prüfen, inwiefern die vorteilhafte Verfestigung durch die versprödende Wirkung des Phosphors [35] begrenzt ist.

Neben den aus konventionellen Zugversuchen ermittelten mechanischen Eigenschaften soll zusätzlich eine Obersicht über weitere mechanische Eigenschaften, die von technischer Bedeutung sind, gegeben werden. Mit diesem Ziel erfolgt die:

- Oberprüfung der Sprödbruchanfälligkeit der Dualphasen-Stähle mit 0; 0,1; 0,24 und 0,98 Gew.% P durch den Kerbschlagbiegeversuch,

- Ermittlung von Wöhlerkurven der Dualphasen-Stähle als Vorversuch zum Ermüdungsverhalten.

Um die mechanischen Eigenschaften des Dualphasen-Gefüges bewerten zu können, werden sie in der mechanischen Prüfung verglichen mit den Eigenschaften herkömmlicher Gefüge in den verwendeten Legierungen, wie einem Ferrit-Perlit-, einem Martensit- und einem angelassenen Martensit-Gefüge.

## 2. Experimentelle Methoden

### 2.1. Versuchswerkstoff

Als Versuchswerkstoff wurde zu Beginn der Untersuchung ein handelsüblicher, thermomechanisch gewalzter Ti-mikrolegierter Baustahl QStE 420 TM verwendet, dessen chemische Zusammensetzung die Möglichkeit zur Herstellung von ferritisch-martensitischen Gefügen bietet. Im späteren Stadium der Arbeit standen weiterhin vier unter Argon erschmolzene und anschließend warmgewalzte 25-kg-Laborlegierungen zur Verfügung, die sich nur hinsichtlich des Phosphorgehaltes unterscheiden. Bei der Grundlegierung (0 % P) handelt es sich um eine Legierungsentwicklung speziell für Dualphasen-Stähle [36], die aufgrund des Zusatzes von 0,15 % Mo, 1,5 % Mn und 0,5 % Si eine bessere Härtbarkeit des Austenits gewährleistet. Die chemischen Analysen und die Abmessungen der Bleche sind in Tabelle 1 angegeben.

### 2.2. Dilatometerversuch und Gefügeeinstellung

Zur Bestimmung der Phasenumwandlungspunkte bei kontinuierlicher Temperaturänderung wurden die Legierungen in einem Dilatometer mit Vakuumofen mit 3 $^{o}$C/min aufgeheizt und abgekühlt. Die Temperatur wurde mit einem Ni-Cr-Ni Thermoelement an der Probe (Bild 1) gemessen und über die induktiv aufgenommene Längenänderung aufgezeichnet.

Um für die Gefügeeinstellung einen homogenen Mischkristall als Ausgangszustand zu haben, wurden Leg. 1 - 4 bei 1250 $^{o}$C in einem mit Argon gespülten Fallrohrofen 1 h geglüht. Die geringen Löslichkeiten der Legierungselemente [37] machten höhere Temperaturen zum Lösungsglühen, als sie zum Normalglühen unlegierter Baustähle

üblich sind (ca. 900 °C), notwendig. Die Legierung 5 mit 0,98 Gew.% P wurde einer äquivalenten Behandlung unterzogen, obwohl bei 1250 °C kein homogener γ-Mischkristall, sondern neben γ auch noch α vorlag. Zur Einstellung der verschiedenen Gefüge wurden anschließend Behandlungen durchgeführt, die sich folgendermaßen einteilen lassen:

Ferrit-Martensit:

I) kontinuierliche Glühung:
Abkühlen der Proben von 1250 °C aus dem γ-Gebiet ins (α+γ)-Gebiet, isothermes Glühen im (α+γ)-Gebiet und Abschrecken in Eiswasser (Bild 2b).

II) interkritische Glühung:
a) einstufig: Abschrecken der Proben von 1250 °C aus dem γ-Gebiet in Eiswasser, Kaltwalzen (Dickenabnahme: 0, 30, 60 und 90 %), isothermes Glühen im (α+γ)-Gebiet und Abschrecken in Eiswasser (Bild 2c).

b) zweistufig: Abschrecken der Proben von 1250 °C aus dem γ-Gebiet in Eiswasser, isothermes Glühen im (α+γ)-Gebiet und Abschrecken in Eiswasser; Kaltwalzen (Dickenabnahme: 60 %); isothermes Glühen im (α+γ)-Gebiet und Abschrecken in Eiswasser (Bild 2d).

Die Glühungen im (α+γ)-Gebiet wurden in einem Luftumwälzofen, dessen Temperaturschwankungen max. ± 3 °C betrugen, vorgenommen. In der kontinuierlichen wie interkritischen Behandlung wurde durch Änderung der Glühtemperaturen im (α+γ)-Gebiet (Bild 2) der Ferrit- und Martensitvolumenanteil variiert. Weiterhin wurde in der einstufigen, interkritischen Behandlung die Gefügebildung durch unterschiedliche Dickenabnahme beim Walzen beeinflußt, die im folgenden als das Verhältnis der Differenz $(x_o-x)$ zur Ausgangsdicke $x_o$ multipliziert mit $100[\varepsilon_d = (x_o-x)/x_o \cdot 100]$ in Prozent angegeben wird. Legierung 5 mit 0,98 % P wurde nur der kontinuierlichen Behandlung unterzogen, da die Legierung sich im martensitischen und ferritisch-martensitischen Zustand nicht kaltwalzen ließ.

Ferrit-Perlit:

Nach der Austenitisierungsglühung bei 1250 °C wurden die Proben innerhalb von 12 h im Ofen auf RT abgekühlt.

Martensit:

Nach der Homogenisierungsglühung bei 1250 °C wurden die Proben in Wasser abgeschreckt.

angelassener Martensit:

Der Martensit wurde 1 h bei 700 °C ausgelagert.

## 2.3. Metallographische Untersuchung

Die Untersuchung der Gefügeausbildung erfolgte lichtmikroskopisch. Die Proben wurden mechanisch vorgeschliffen und elektrolytisch poliert (Struers A2, U = 60 V, -20 °C). Angeätzt wurden die Proben 30 Sekunden in alkoholischer 1 %-tiger Salpetersäure oder mit einer 20 %-tigen wässrigen Natriumhydrogensulfidlösung mit einer Ätzzeit von 10 sec. Bei beiden Ätzverfahren erscheint die ferritische Phase hell und der Martensit dunkel. Die Bestimmung der Volumenanteile der Gefügebereiche in den ferritisch-martensitischen Gefügen erfolgte nach der Trefferme thode im Blaschke Zählokular. Als Korngröße D wurde lichtmikroskopisch der mittlere Korndurchmesser $\bar{D}$ nach dem Linienschnittverfahren bestimmt. Es gilt:

$$\bar{D}_\alpha = \frac{l}{V \cdot Z_\alpha} \cdot f_\alpha \qquad (8)$$

$l$ Länge der Meßlinie
$Z_\alpha$ Zahl der durch die Meßlinie geschnittenen Körner der Phase $\alpha$
V: Vergrößerung
$f_\alpha$: Volumenanteil der Phase $\alpha$

Der mittlere Korndurchmesser $\bar{D}_{\alpha_M}$ des Martensits wurde entsprechend ermittelt. Als Martensitkorn wurde der martensitische Bereich bezeichnet, der innerhalb der Phasengrenzen und der ehemaligen Austenitkorngrenzen liegt.

Zur Untersuchung von Versetzungsstrukturen und möglichen Ausscheidungsvorgängen einiger Gefüge erfolgten durchstrahlungselektronenmikroskopische Untersuchungen. Die Proben wurden auf eine Dicke von 0,2 ÷ 0,1 mm naßgeschliffen und anschliessend nach dem Dünnstrahlverfahren mit dem Elektrolyten Struers A7 bei -30 °C, 30 V und 20 m A abgedünnt. Weiterhin wurden ergänzende mikroskopische Untersuchungen zu den mechanischen Versuchen durchgeführt. Hierbei sind die lichtmikroskopische Präparation und Ätzung identisch mit den zuvor beschriebenen Verfahren. Zur Präparation von Bruchflächenquerschliffen erhielten die Proben eine galvanische Hartvernickelung (Schichtdicke 10 ÷ 20 µm, Zusammensetzung: 300 g/l Nickelsulfat, 45 g/l Nickelchlorid, 45 g/l Borsäure; Abscheidungstemperatur: 43 °C, Stromdichte: 5 A/dm$^2$). Parallel zu der lichtmikroskopischen Untersuchung der Rißpfade wurden die Bruchflächen im Rasterelektronenmikroskop (Firma Cambridge, Typ Stereoscan) untersucht.

## 2.4. Mechanische Prüfverfahren

### 2.4.1. Härtemessung

In den ferritisch-martensitischen Gefügen, in denen die ferritischen und martensitischen Gefügebereiche größer waren als die zu brauchbaren Messungen erforderlichen Eindrücke, wurden die unterschiedlichen Härten dieser Gefügebereiche durch Mikrohärtemessungen nachgewiesen. Die Mikrohärte wurde mit dem automatischen Mikrohärteprüfer der Firma Leitz im Lichtmikroskop gemessen. Parallel dazu wurde die Makrohärte der Gefüge durch Messung der Härte HV 30 ermittelt.

### 2.4.2. Zugversuche

Zugversuche wurden an Flach- und Rundzugproben (Bild 1) mit Zugprüfmaschinen der Firma Zwick vom Typ Z 1362 und Z 1387 mit elektronischer Kraft- und Dehnungsmessung durchgeführt. Flachzugproben wurden dann verwendet, wenn die Materialdicke die Herstellung von Rundzugproben nicht mehr erlaubte. Die Dehnungsgeschwindigkeit betrug in allen Versuchen gleichbleibend $1{,}33 \times 10^{-4}$/s. Zur Aufnahme des Fließverhaltens im Mikrodeh-

nungsbereich wurden für die Rundzugproben neben den induktiven Wegaufnehmern Dehnungsmeßstreifen in Vollbrückenschaltung verwendet. In der Regel wurden pro Zustand 3 bis 5 Proben verwendet. Zur Bestimmung der Brucheinschnürung wurden die Bruchquerschnitte mit einem Meßmikroskop MKS 1000 der Firma Leitz ermittelt. Es ergaben sich aus dem Zugversuch folgende Kennwerte:

$$R_p = \frac{F_p}{S_o} \; ; \; R_{p0,2} = \frac{F_{p0,2}}{S_o} \; ; \; R_m = \frac{F_m}{S_o}$$

$$A_g = \frac{L_g - L_o}{L_o} \cdot 100 \; ; \; A = \frac{L_B - L_o}{L_o} \cdot 100 \; ; \; Z = \frac{S_o - S_B}{S_o} \cdot 100$$

$$n = \frac{d\,(\log \sigma_w)}{d\,(\log \varepsilon_w)} \quad \text{aus} \quad \sigma_w = K \cdot \varepsilon_w^{\,n}$$

### 2.4.3. Tiefungsversuch nach Erichsen

Zur praxisnahen Beurteilung des Verformungsvermögens wurde als nachbildendes Prüfverfahren der Erichsen-Versuch nach DIN 59102 durchgeführt. Bei gleichen Schmierbedingungen und gleicher Oberflächengüte wurden in diesem Versuch mehrere Gefüge mit unterschiedlicher Festigkeit und Verformbarkeit untersucht. Gemessen wurde die maximale Eindringtiefe $t_E$ eines kugelförmigen Prüfkörpers beim Auftreten des ersten Anrisses.

### 2.4.4. Kerbschlagbiegeversuch

Die Kerbschlagbiegeversuche wurden in einem Pendelschlagwerk mit einem 300 J-Hammer und einer Schlaggeschwindigkeit von 5,7 m/s durchgeführt. Die verwendete Probenform nach DIN 50 115 mit ISO-Spitzkerb ist in Bild 1 dargestellt. Der instrumentierte Versuchsaufbau [38] gestattete es, die Kraft über die Zeit bis zur instabilen Rißausbreitung aufzuzeichnen, d. h. die Schlagarbeit in einen Kraft- und Verformungsanteil aufzuspalten. Für die Messungen oberhalb RT wurden die Proben in Öfen 15 Minuten temperiert und dann sofort nach Entnahme zerschlagen. Es wurden 2 Proben je Zustand untersucht.

### 2.4.5. Wöhlerkurven

Wöhlerkurven wurden mit Hilfe einer Umlaufbiegemaschine der Firma Schenck vom Typ PUN 0286 in Luft mit gekehlten Proben (Bild 1) ermittelt. Die Versuche wurden mit konstantem Biegemoment und mit einer Frequenz von 50 Hz durchgeführt. Alle Proben wurden vor dem Versuch in einer Poliereinrichtung [39] mit dem Elektrolyten Struers A2 bei -40 °C, 50 V und 1 - 2 A elektrolytisch poliert (100 µm Abtrag), um eine glatte, eigenspannungsfreie Oberfläche zu gewährleisten. Eine statistische Absicherung war wegen der geringen Probenzahl nicht möglich.

## 3. Versuchsergebnisse

### 3.1. Dilatometrische Analyse der $\alpha \rightleftarrows \gamma$-Umwandlung

Aus den im Dilatometer aufgenommenen Ausdehnungs-Temperatur-Kurven der fünf Legierungen ergeben sich aus den Unstetigkeiten in der Aufheizphase die Umwandlungspunkte $Ac_1$ (Ferrit + Perlit → Ferrit + Austenit) und $Ac_3$ (Ferrit + Austenit → Austenit) und in der Abkühlphase $Ar_3$ (Austenit → Ferrit + Austenit) und $Ar_1$ (Ferrit + Austenit → Ferrit + Perlit) (Tabelle 2). Die Hysterese in der Umwandlung beim Aufheizen und Abkühlen und bei einer Temperaturänderungsgeschwindigkeit von 3 °C/min beträgt in allen Legierungen 100 bis 120 °C. Legierung 1 und 2 weisen nahezu gleiche Umwandlungstemperaturen auf. FÜr Legierung 2 - 4 zeigt sich, daß mit zunehmendem Phosphorgehalt $Ac_1$ und $Ar_1$ leicht und $Ac_3$ und $Ar_3$ stärker ansteigen, d. h. der Umwandlungsbereich verschiebt sich zu höheren Temperaturen und weitet sich auf. Für die Legierung 5 mit 0,98 Gew.% P konnte aufgrund des gerätetechnisch möglichen Temperaturintervalls (RT bis 1100 °C) nur $Ac_1$ und $Ar_1$ ermittelt werden.

Weiterhin geben die Temperatur-Ausdehnungskurven eine Information über die relative Änderung des Probenvolumens durch die Phasenumwandlung, die mit

$$\frac{\Delta V}{V} = 3 \cdot \frac{\Delta L}{L} \qquad (9)$$

für kleine Volumenänderungen angenähert werden kann. Um die unterschiedlichen Temperaturkoeffizienten des Austenits und Ferrits zu berücksichtigen, wurde die Temperatur-Ausdehnungskurve des Austenits auf 400 °C, den Temperaturbereich der martensitischen Umwandlung, extrapoliert, und es wurde mit dem dort entnommenen $L^{\alpha-\gamma}|_{400\ ^oC}$ die Volumenänderung $V^{\alpha-\gamma}/V_{\alpha}|_{400\ ^oC}$ berechnet (Tabelle 2)

Ein Vergleich der Gefüge von nachfolgend 1 h isotherm im ($\alpha+\gamma$)-Gebiet geglühten Proben nach dem kontinuierlichen und interkritischen Verfahren zeigten, daß die aus dem Dilatometerversuch unter kontinuierlicher Temperaturänderung ermittelten Umwandlungstemperaturen sich näherungsweise auf die isothermen Glühungen übertragen lassen. Damit tritt auch zwischen dem kontinuierlichen und dem interkritischen Verfahren eine große Hysterese in der Umwandlung auf.

## 3.2. Gefügeuntersuchung

### 3.2.1. Herkömmliche Gefüge

Lichtmikroskopische Bilder der herkömmlichen Gefüge Ferrit-Perlit, Martensit und angelassener Martensit in Legierung 1 zeigt Bild 3. Das Ferrit-Perlit Gefüge setzt sich aus ungefähr 85 % Ferrit ($\bar{D}_{\alpha}$ = 60 µm) und 15 % Perlit ($\bar{D}_{P}$ = 30 µm) mit lamellarer Anordnung des Zementits zusammen. Bei dem Martensit handelt es sich um einen homogenen übersättigten Mischkristall mit $\bar{D}_{\alpha^M}$ = 180 µm. Während der Anlaßbehandlung scheidet sich der im Martensit gelöste Kohlenstoff in Form einer groben $Fe_3C$-Dispersion aus. Diese Gefüge wurden nur zu Vergleichsmessungen der mechanischen Eigenschaften verwendet und weiter nicht analysiert.

### 3.2.2. Ferrit-Martensit Gefüge

#### 3.2.2.1 Kontinuierliche Behandlung

Im rein thermischen kontinuierlichen Verfahren wurden in Legierung 1 Ferrit-Martensit Gefüge mit 75, 50 und 25 Vol. % Martensit durch Glühung bei den zugehörigen Temperaturen hergestellt (Bild 4). Für die mechanischen Untersuchungen wurde in der äquivalenten Behandlung zusätzlich ein Gefüge mit 100 % Martensit ($\bar{D}_{\alpha_M}$ = 180 µm) eingestellt. Es zeigte sich, daß in dem Gefüge mit 75 Vol. % Martensit ($\bar{D}_{\alpha_M}$ = 130 µm) der Ferrit ($\bar{D}_{\alpha}$ = 25 µm) sich ausschließlich an den Korngrenzenecken und den Korngrenzenflächen des ehemaligen Austenits gebildet hat. Bedingt durch den Bildungsort des Ferrits ist der Anteil der Martensit-Martensit Grenzflächen ($\alpha_M\alpha_M$) stark reduziert und durch Ferrit-Martensit Grenzflächen ($\alpha\alpha_M$) ersetzt worden. Im Gefüge mit 50 Vol. % Martensit zeigte sich, daß die Zahl der Ferritkörner pro Volumen im Vergleich zum Gefüge mit $f_{\alpha_M}$ = 0,75 kaum zunimmt. Der höhere Volumenanteil $f_{\alpha}$ ergibt sich aus einem größeren Ferritkorndurchmesser $\bar{D}_{\alpha}$ = 40 µm. Die Ferritkörner sind bevorzugt zur ehemaligen Austenitkornmitte gewachsen und haben eine globulare Form angenommen. Der mittlere Martensitkorndurchmesser ist auf $\bar{D}_{\alpha_M}$ = 110 µm reduziert. Da noch nicht alle ehemaligen Austenitkorngrenzen durch den Ferrit belegt sind, liegt ein Gefüge vor, in dem der Ferrit und der Martensit netzförmig miteinander verbunden sind. Im Ferrit-Martensit Gefüge mit 25 Vol. % Martensit beobachtet man, daß wie im Gefüge mit $f_{\alpha_M}$ = 0,5 die Ferritkornzahl pro Volumen kaum steigt, daß aber die Ferritkörner mit $\bar{D}_{\alpha}$ = 55 µm weiter zu Lasten der Martensitkörner mit $\bar{D}_{\alpha_M}$ = 40 µm gewachsen sind. Die ehemaligen Austenitkorngrenzen sind alle durch den Ferrit belegt, und es liegt ein Gefüge vor, in dem die Martensitkörner inselförmig in einer Ferritmatrix liegen.

Die entsprechende Analyse der kontinuierlich hergestellten Gefüge in Leg. 2 - 5 zeigte, daß die Korngröße in den vergleichbaren Gefügen leicht mit zunehmenden Phosphorgehalt abnahm, aber daß ansonsten die Gefügeausbildung identisch war.

### 3.2.2.2 Interkritische einstufige Behandlung

Über die Mikromechanismen der interkritischen einstufigen Behandlung, die einem der möglichen Verfahren zur kommerziellen Herstellung von Dualphasen-Stählen entspricht, liegen bisher nur sehr unvollständige Informationen vor. Wegen der technischen Bedeutung dieser Behandlung wurden die ablaufenden Vorgänge während der Gefügebildung in Abhängigkeit von 0, 30, 60 und 90 %-tiger Dickenabnahme beim Walzen untersucht. Der Ausgangszustand in diesem Verfahren ist ein Martensit und nicht ein Ferrit-Perlit, weil in einer früheren Arbeit gezeigt wurde [40], daß $Fe_3C$ im ($\alpha+\gamma$)-Gebiet sehr lange im metastabilen Gleichgewicht mit der $\alpha$-Phase erhalten bleibt. Bei der gewählten Glühtemperatur $T_{\alpha+\gamma}$ = 800 °C liegt im Gleichgewichtszustand ein Gefüge mit 40 Vol. % Martensit und 60 Vol. % Ferrit vor.

Für den unverformten Zustand zeigt sich, daß der Austenit sich an den Korngrenzenecken des Primärmartensits globular und an den Scherzonen des Primärmartensits lamellar bildet. Der Endzustand in der Gefügeausbildung wird nach einer Glühzeit von 3 min erreicht (Bild 5a).

Im 30 % verformten Zustand tritt die Austenitbildung zum einen wie in der unverformten Probe lamellar an den Scherzonen des Primärmartensits und andererseits in Verformungsbändern globular auf. Über einen Zeitraum von 1 h findet dann ein Wachstum der Austenitkörner bis zum Erreichen des Gleichgewichtsvolumenanteils statt (Bild 5b). Im Endzustand liegt ein Gefüge mit einer kleinen Korngröße vor, wobei der Martensit allerdings sehr unregelmäßig verteilt ist. Die elektronenmikroskopische Untersuchung zeigt, daß in den Verformungsbändern der Ferrit in-situ rekristallisiert und daß sich der Austenit an den Subkorngrenzenknotenpunkten bildet (Bild 6b). In den versetzungsärmeren Zonen bleibt die Struktur des Primärmartensits erhalten und der Austenit bildet sich an den Scherzonen des Primärmartensits (Bild 6a).

Im 60 % verformten Zustand läuft eine in-situ Rekristallisation des Ferrits, wie sie in den Verformungsbändern des 30 % verformten Zustandes auftritt, gleichmäßig über das gesamte Probenvolumen ab. Der Austenit bildet sich nachfolgend an den Subkorngrenzenknotenpunkten. Im Gleichgewichts- und Endzustand nach 1 h liegt der Martensit mit einer mittleren Korngröße $\bar{D}_{\alpha_M}$ = 3 µm sehr feinverteilt an den Korngrenzenschnittpunkten und -flächen des Ferrits mit $\bar{D}_{\alpha}$ = 5 µm. Eine leichte Unregelmäßigkeit im Gefüge liegt insofern vor, als daß vereinzelt größere Ferritzeilen auftreten (Bild 5 c).

Im 90 % verformten Zustand setzt schon nach wenigen Sekunden diskontinuierliche Rekristallisation in der Ferritphase (Bild 5d, 6c) ein, wobei allerdings eine weitere Bewegung der Front durch eine nachfolgende feinverteilte Ausscheidung der Austenitphase in den verformten Bereichen verzögert wird. Der Volumenanteil der Austenitphase erhöht sich durch das Wachstum der Austenitkörner, und die diskontinuierliche Rekristallisation des Ferrits kommt ganz zum Stillstand. Im Endzustand nach 1 h Glühzeit liegt ein inhomogenes Gefüge vor. Es ist gekennzeichnet durch die großen diskontinuierlich rekristallisierten Ferritkörner und durch Bereiche, in denen der Ferrit mit $\bar{D}_{\alpha}$ = 5 µm und Martensit mit $\bar{D}_{\alpha_M}$ = 3 µm, wie im 60 % verformten Zustand, verteilt ist.

Wegen der Unregelmäßigkeit der Phasenverteilung bei allen Umformgeraden wurde die Untersuchung von Gefügen mit anderen Ferrit- und Martensitvolumenanteilen nicht weiter durchgeführt.

3.2.2.3. Interkritische zweistufige Behandlung

Die zweistufige Behandlung wurde in Anlehnung an Untersuchungen einer Fe-5 % Ni [41] und einer Ti-6Al-4V-Legierung [42] durchgeführt, wo mit diesem Verfahren ein zweiphasiges Gefüge mit sehr kleiner Korngröße und einer sehr gleichmäßigen Verteilung der zweiten Phase hergestellt wurde. In den mikrolegierten Stählen dieser Arbeit wurde ein lamellares ferritisch-martensitisches Gefüge, dessen Herstellung im vorhergehenden Abschnitt beschrieben wird, 60 % kaltgewalzt. Durch nochmali-

ges Glühen im ($\alpha+\gamma$)-Gebiet bei den entsprechenden Temperaturen und anschließendes Wasserabschrecken lassen sich globulare ferritisch-martensitische Gefüge mit 25, 50, 75 Vol. % Martensit und einer sehr hohen Gleichmäßigkeit der Topologie herstellen (Bild 7). Für die mechanischen Untersuchungen wurde durch die äquivalente Behandlung zusätzlich ein Gefüge mit 100 % Martensit ($\bar{D}_{\alpha_M}$ = 8 µm) hergestellt. Das Gefüge mit $f_{\alpha_M}$ = 0,25 zeichnet sich dadurch aus, daß der Martensit globular mit $\bar{D}_{\alpha_M}$ = 2 µm ausschließlich an den Korngrenzenschnittpunkten des Ferrits mit $\bar{D}_{\alpha}$ = 5 µm liegt. Da die mittlere Korngröße des Martensits in der Regel kleiner als der Abstand der Ferritkorngrenzenschnittpunkte ist, stoßen die Martensitkörner nur in sehr geringem Maße aneinander und liegen größtenteils inselförmig im Ferrit.

In dem Gefüge mit $f_{\alpha_M}$ = 0,5 liegen Ferrit- und Martensitkörner mit gleicher Korngröße von $\bar{D}_{\alpha}$ = $\bar{D}_{\alpha_M}$ = 7 µm statistisch verteilt nebeneinander. Bestimmt durch die Anordnung treten Ferrit- und Martensitkorngrenzen- ($\alpha\alpha$ und $\alpha_M\alpha_M$) mengenmäßig gleich und Ferrit-Martensit-Phasengrenzen ($\alpha\alpha_M$) in größerem Umfang auf. Das Gefüge mit $f_{\alpha_M}$ = 0,75 stellt eine direkte Umkehrung des Gefüges mit $f_{\alpha_M}$ = 0,25 dar. Der Martensit bildet mit $\bar{D}_{\alpha_M}$ = 7 µm die Grundmatrix, wobei die Ferritkörner mit $\bar{D}_{\alpha}$ = 5 µm inselförmig an den Martensitkorngrenzen liegen.

Die Durchführung der zweistufigen interkritischen Behandlung mit Leg. 2 - 4 zeigte, daß die Gefügeausbildung, wie sie beispielhaft an Legierung 1 gezeigt wurde, in diesen Stählen identisch war.

### 3.3. Mechanische Eigenschaften

Für die folgenden mechanischen Untersuchungen wurden ferritisch-martensitische Gefüge, die nach dem kontinuierlichen und dem interkritischen zweistufigen Verfahren hergestellt wurden, ausgewählt. Wegen der hohen Gleichmäßigkeit ihrer globularen zweiphasigen Topologie und den großen Unterschieden in der Korngröße bieten diese Gefüge die beste Voraussetzung für die mechanische Untersuchung, wie sie im Ziel der Arbeit (Kapitel 1.3) geplant war.

### 3.3.1. Härtemessung

Die Härte der ferritisch-martensitischen Gefüge und ihrer Phasen wurde in Abhängigkeit vom Martensitvolumenanteil bei konstantem Phosphorgehalt (0 Gew.%) und in Abhängigkeit vom Phosphorzusatz bei konstantem Martensitvolumenanteil ($f_{\alpha_M}$ = 0,25) gemessen. Mit zunehmendem Martensitvolumenanteil (Bild 8a) zeigen die Mikrohärten des Ferrits und des Martensits einen Abfall, der im Martensit für einen Volumenanteil zwischen 20 und 40 % sehr ausgeprägt ist. Das Diagramm zeigt, daß die Mikrohärten der beiden Phasen sich nichtlinear mit dem Martensitvolumenanteil ändern. Das Verhältnis der Härten $HV_{\alpha_M}/HV_{\alpha}$ ist für alle Volumenanteile größer 2. Die Makrohärte, die Härte des Verbundes, weist mit zunehmendem Martensitvolumenanteil einen Anstieg auf, weil der Abfall der Mikrohärten durch den größeren Anteil der harten Phasen aufgehoben wird.

Mit zunehmendem Phosphorgehalt bei konstantem Martensitvolumenanteil von $f_{\alpha_M}$ = 0,25 (Bild 8b) nimmt die Mikrohärte des Ferrits stark zu und die des Martensits im Rahmen des Streubereichs der Meßwerte leicht ab, d. h. das Verhältnis der Härten $HV_{\alpha_M}/HV_{\alpha}$ sinkt mit zunehmendem Phosphorgehalt von 4 auf 2. Die Makrohärte, die Härte im Verbund, zeigt mit zunehmendem Phosphorgehalt einen etwas schwächeren Anstieg als die Ferritphase. Sowohl Mikro- wie Makrohärte weisen eine lineare Abhängigkeit auf.

### 3.3.2. Zugversuch

Die erste Zugversuchsmeßreihe hatte zum Ziel, zu zeigen, in welcher Form die Zugfestigkeit und Gleichmaßdehnung, deren Kombination es zu optimieren gilt, von den Phasenvolumenanteilen der ferritisch-martensitischen Gefüge abhängen. An Flachzugproben der Legierung 1 mit 20 bis 100 Vol. % Martensit wurde die 0,2 %-Dehngrenze, die Zugfestigkeit $R_m$ und die Gleichmaßdehnung $A_g$ bestimmt. Der Einfluß der Volumenanteile wurde sowohl in Gefügen, hergestellt nach dem kontinuierlichen Verfahren, wie in Gefügen, hergestellt nach dem interkriti-

schen zweistufigen Verfahren, untersucht (Bild 9a und b). Die Diagramme zeigen, daß unabhängig vom Herstellungsverfahren mit zunehmendem Martensit- und abnehmendem Ferritanteil die Gleichmaßdehnung nichtlinear abfällt und zwar im Obergang von 20 auf 40 Vol. % Martensit steiler als im Obergang von 45 auf 80 Vol. % Martensit. Die 0,2 %-Dehngrenze wie die Zugfestigkeit weisen dagegen zwischen 20 und 40 Vol. % Martensit einen geringen und im Obergang zu höheren Martensitvolumenanteilen einen steileren Anstieg auf, wobei allerdings allgemein der Anstieg der Zugfestigkeit geringer als der der Streckgrenze ist. Das Streckgrenzenverhältnis $R_{p0,2}/R_m$ nimmt mit zunehmendem Martensitvolumenanteil stark zu. Die Abhängigkeit dieser Eigenschaften von den Phasenvolumenanteilen zeigt also, daß eine optimale Kombination von Gleichmaßdehnung und Zugfestigkeit die untersuchten ferritisch-martensitischen Gefüge mit 20 bis 30 Vol. % Martensit aufweisen. Damit werden für die weitere Untersuchung diese Gefüge als die eigentlichen Dualphasen-Gefüge betrachtet.

In diesen Dualphasen-Gefügen mit konstantem Martensitgehalt erfolgte eine Untersuchung des Legierungs- und Korngrößeneinflusses auf das Fließverhalten in der zweiten Zugversuchsmeßreihe. Es wurden Zugversuche an Dualphasen-Gefügen der Leg. 2 - 5 mit 0 bis 0,98 Gew. % Phosphorzusatz und 25 Vol. % Martensit, die nach dem kontinuierlichen und interkritischen zweistufigen Verfahren hergestellt wurden, durchgeführt. Um Unterschiede in dem Fließverhalten von Dualphasen-Gefügen und konventionellen Gefügen aufzuzeigen, wurden Zugversuche zusätzlich an einem Ferrit-Perlit, Martensit und angelassenem Martensit der gleichen Legierungen durchgeführt. Die Versuche erfolgten an Rundzugproben, die aufgrund ihrer rotationssymmetrischen Form eine exakte Auswertung des Fließverhaltens im Mikrodehnungsbereich und der Brucheinschnürung ermöglichten. Die Zugversuchskennwerte aller Gefüge sind in Tabelle 3 und 4 zusammengestellt.

Die Dualphasen-Gefüge der Leg. 2 - 4 weisen unabhängig von der Korngröße und dem Phosphorzusatz im Bereich der plastischen Verformung einen völlig anderen Verlauf der ingenieurmäßigen Spannungs-Dehnungs-Kurve auf als die herkömmlichen Gefüge Ferrit-Perlit und angelassener Martensit. Bild 10 zeigt die Spannungs-Dehnungs-Kurve des interkritisch zweistufig hergestellten Dualphasen-Gefüges und der herkömmlichen Gefüge der Legierung 2. Charakteristische Unterschiede in den Formen ergeben sich hierbei durch folgende Merkmale:

Das Dualphasen-Gefüge weist eine kontinuierliche Streckgrenze auf, wobei die erste plastische Verformung schon bei $R_p$ = 200 MPa einsetzt. Bedingt durch eine sehr hohe Anfangsverfestigung ($R_{p0,2}$ = 400 MPa), ein Streckgrenzenverhältnis $R_{p0,2}/R_m$ = 0,48 und eine Gleichmaßdehnung $A_g$ = 12 % ist die Spannungs-Dehnungs-Kurve durch eine weite Wölbung gekennzeichnet. Die Zugfestigkeit liegt mit $R_m$ = 830 MPa im Vergleich zu den anderen Gefügen am höchsten.

Das Ferrit-Perlit Gefüge weist eine diskontinuierliche Streckgrenze mit $R_{eH}$ = 250 MPa auf. Bedingt durch die erst oberhalb $\varepsilon_{pl} > 1$ % einsetzende Verfestigung, das Streckgrenzenverhältnis $R_{eH}/R_m$ = 0,59 und die im Vergleich zu den anderen Gefügen höchste Gleichmaßdehnung $A_g$ = 17 % zeigt die Spannungs-Dehnungs-Kurve einen flachen Verlauf. Die Zugfestigkeit liegt mit $R_m$ = 460 MPa im Vergleich zu den anderen Gefügen am niedrigsten.

Im angelassenen Martensit setzt die plastische Verformung in Form einer diskontinuierlichen Streckgrenze mit $R_{eH}$ = 450 MPa bei einer deutlich höheren Spannung als in den beiden anderen Gefügen ein. Mit der erst oberhalb von $\varepsilon_{pl} > 1$ % einsetzenden geringen Verfestigung, dem großen Streckgrenzenverhältnis $R_{eH}/R_m$ = 0,7 verläuft die Spannungs-Dehnungs-Kurve sehr flach und knickt bedingt durch die geringe Gleichmaßdehnung frühzeitig zu kleineren Spannungen ab.

Zur quantitativen Ermittlung des Verfestigungsvermögens wird gerne eine linearisierte Darstellung der wahren Fließkurve angestrebt. Eine mathematische Beziehung, die von den Herstellern von Tiefziehwerkstoffen zur Beschreibung verwendet wird, ist die Holloman-Gleichung [27]: $\sigma_w = K \cdot \varepsilon_w^n$. $\sigma_w$ ist die wahre Spannung, $\varepsilon_w$ die wahre Dehnung, K eine konstante und n der Verfestigungsexponent. Für den Fall, daß die wahre Fließkurve im Bereich der plastischen Verformung bis zur Gleichmaßdehnung durch diese Gleichung beschrieben wird, ergibt sich bei der Auftragung der Fließkurve im doppellogarithmischen Maßstab eine Gerade. Der Anstieg ist charakterisiert durch den Verfestigungsexponenten n:

$$n = \frac{d(\log\sigma_w)}{d(\log\varepsilon_w)} \qquad (10)$$

Dieser Exponent wird oft als das Maß für das Verfestigungsvermögen von Tiefziehwerkstoffen angegeben. Inwiefern die Fließkurven der untersuchten Gefüge in Legierung 2 durch die Holloman-Gleichung erfaßt werden, zeigt Bild 11. Der Ferrit-Perlit mit n = 0,22 und der angelassene Martensit mit n = 0,13 weisen oberhalb der Lüdersdehnung ein lineares Verhalten auf. Bei den Dualphasen-Gefügen stellt man fest, daß eine einzige Funktion das Verfestigungsvermögen nicht wiedergibt. Die Fließkurven der interkritisch zweistufig und kontinuierlich hergestellten Dualphasen-Gefüge zeigen ein angenähertes Doppel-n-Verhalten. Bei $\varepsilon_w$-Werten oberhalb von 0,03 nimmt n von 0,30 auf 0,16 ab. Für das Martensit-Gefüge zeigt sich, daß die Steigung n mit zunehmendem Verformungsgrad abfällt und damit von $\varepsilon_w$ abhängt. Im Punkt der Gleichmaßdehnung beträgt n = 0,06. Die Analyse der Fließkurven der entsprechenden Gefüge in Legierung 3 und 4 mit 0,1 und 0,24 Gew. % P-Zusatz ergab, daß im Punkt der Gleichmaßdehnung sich im Rahmen der Meßgenauigkeit die gleichen n-Werte ergeben, wie für die Gefüge der Legierung 2.

Nach dieser vergleichenden Gegenüberstellung der Dualphasen-Gefüge und der konventionellen Gefüge werden im folgenden die Zugversuchskennwerte der Dualphasen-Stähle in Abhängigkeit von ihrer Legierung und von ihrer Korngröße betrachtet.

Den Einfluß des Phosphorgehaltes auf die Zugversuchskennwerte der Dualphasen-Stähle zeigen die Bilder 12 und 13. In dem Dualphasen-Gefüge, hergestellt nach dem kontinuierlichen Verfahren, nimmt mit zunehmendem Phosphorgehalt die 0,2 %-Dehngrenze leicht zu, während die Zugfestigkeit und die Gleichmaßdehnung bis zu einem Phosphorzusatz von 0,24 Gew. % zunehmen und dann abfallen (Bild 12a und b). Bei der Brucheinschnürung tritt dieser Abfall bei 0,1 Gew. % P auf (Bild 12b). Der Verfestigungskoeffizient $d\sigma/d\varepsilon$ nimmt im Bereich geringer plastischer Dehnung mit zunehmendem Phosphorgehalt zu, wie der steigende Abstand der Kurven in Bild 12c zeigt.

In dem Dualphasen-Gefüge, hergestellt nach dem interkritischen zweistufigen Verfahren, war der Phosphorzusatz wegen der Grenzen in der Herstellung auf max. 0,24 Gew. % begrenzt. In diesen Gefügen hat der Phosphorzusatz auf die 0,2 %-Dehngrenze, die Zugfestigkeit und Gleichmaßdehnung fast keinen Einfluß (Bild 13a und b). Nur die Brucheinschnürung fällt mit zunehmendem Phosphorzusatz steil ab (Bild 13b). Der Verfestigungskoeffizient $d\sigma/d\varepsilon$ im Bereich geringer plastischer Dehnung dieser Gefüge erweist sich weitgehend unabhängig vom Phosphorgehalt, wie der fast parallele Kurvenverlauf in Bild 13c zeigt. Der Einfluß der Korngröße auf die Zugversuchskennwerte der Dualphasen-Stähle ergibt sich aus der Auftragung der Zugversuchskennwerte der kontinuierlich und der interkritisch zweistufig hergestellten Dualphasen-Gefüge über ihrer Korngröße. Denn die Gefüge weisen in beiden Herstellungsverfahren den gleichen Martensitvolumenanteil von $f_{\alpha_M} = 0{,}25$ und die gleiche Anordnung der Phasen auf und unterscheiden sich nur in der Korngröße näherungsweise um den Faktor 10. Den Einfluß der Korngröße auf die Zugversuchskennwerte der Dualphasen-Stähle mit 0 bis 0,24 Gew. % P-Zusatz zeigt Bild 14. Die 0,2 %-Dehngrenze weist in allen Legierungen nahezu keine Abhängig-

keit von der Korngröße auf. Eine Abhängigkeit, und zwar ein Anstieg der Zugfestigkeit, der Gleichmaßdehnung und der Brucheinschnürung mit abnehmender Korngröße liegt in dem Gefüge mit 0 % P vor. In dem Gefüge mit 0,1 % P-Zusatz ist diese Abhängigkeit viel geringer und ist in dem Gefüge mit 0,24 % P-Zusatz fast nicht mehr vorhanden. Den Einfluß der Korngröße auf den Verfestigungskoeffizienten im Bereich geringer plastischer Dehnung zeigt Bild 14c und d durch den zunehmenden Abstand der Kurven für 0 % P und den parallelen Kurvenverlauf für 0,24 % P. In dem Gefüge mit 0 % P steigt der Verfestigungskoeffizient mit kleiner werdendem Korn stark an, während in dem Gefüge mit 0,24 Gew. % P der Verfestigungskoffizient von der Korngröße unabhängig ist.

Die rasterelektronenmikroskopische Untersuchung der Zugprobenbruchflächen der Dualphasen-Stähle brachte folgendes Ergebnis (Bild 15): Sowohl die kontinuierlich- wie interkritisch zweistufig hergestellten Gefüge mit 0 und 0,1 Gew. % P zeigen deutlich Wabenbrüche, wobei bei 0,1 Gew. % P die Waben jedoch flacher als in der Legieurng ohne Phosphor sind. Ab 0,24 Gew. % P tritt eine Änderung im Bruchverhalten ein. Einerseits tritt ein Aufreißen der Phasengrenzen auf, und zum anderen zeigt der Ferrit eine Tendenz zum Spaltbruch.

Die lichtmikroskopische Verfolgung des Rißverlaufs (Bild 16) in den Dualphasen-Gefügen mit $\bar{D}_\alpha$ = 50 µm ergibt, daß der Riß in der Legierung mit 0 und 0,1 Gew. % P ausschließlich transkristallin im Ferrit verläuft und die Martensitbereiche umgangen werden. Ab 0,24 Gew. % P nimmt der Anteil der aufgerissenen Phasengrenzen aber dann zu. Die Zugprobenquerschliffe zeigen, daß in allen Legierungen selbst in der stark verformten Einschnürzone die Martensitkörner weder sichtbar plastisch verformt noch gebrochen sind.

Eine elektronenmikroskopische Durchstrahlungsuntersuchung der unverformten Zugproben mit Dualphasen-Gefüge führte zu folgendem bemerkenswerten Ergebnis (Bild 17). Schon bevor die Gefüge durch eine äußere Belastung plastisch verformt werden, weist der Ferrit in den martensitnahen Zonen eine hohe Ver-

setzungsdichte auf, die mit zunehmendem Abstand von der Phasengrenze abnimmt (Bild 17a). Weiterhin zeigt sich, daß in dem Gefüge mit 0 % P die Versetzungen im Ferrit aufgrund ihrer welligen und geknickten Form unterschiedlichen Gleitebenen folgen (Bild 17b). Mit steigendem Phosphorgehalt ordnen sich die Versetzungen dann zunehmend längs bestimmter Vorzugsrichtungen an, wie der extrem gradlinige und parallele Verlauf der Versetzungen in dem Gefüge mit 0,98 % P zeigt (Bild 17c).

### 3.3.3. Tiefungsversuch nach Erichsen

Es sollte die Frage geklärt werden, inwiefern zwischen den im Zugversuch ermittelten Kennwerten Gleichmaßdehnung $A_g$, Brucheinschnürung Z und Verfestigungsvermögen und der Tiefung $t_e$ im Erichsen-Versuch ein Zusammenhang besteht und welche Verformungsfähigkeit die Dualphasen-Gefüge in diesem nachbildenden Prüfverfahren aufweisen. Hierzu wurden im Erichsen Versuch im Vergleich zu einem kontinuierlich und interkritisch zweistufig hergestellten Dualphasen-Gefüge ein Ferrit-Perlit und ein Martensit der Legierung 1 untersucht. Denn diese Gefüge weisen hinsichtlich der Zugversuchskennwerte große Unterschiede auf. Bild 18 zeigt die Tiefung $t_E$ der vier Gefüge. Für eine konstante Blechdicke weist das Dualphasen-Gefüge mit $\bar{D}_\alpha$ = 50 µm die schlechteste Tiefung auf. Stereomikroskopische Untersuchungen zeigen, daß große Verformungsinhomogenitäten zu einer starken Aufrauhung der Oberfläche führen (Bild 19a). Trotz seiner geringen Gleichmaßdehnung weist der Martensit eine größere Tiefung auf, wobei die Oberfläche der Proben eine homogenere Verformung aufweist (Bild 19b). Die beste Tiefung, die größer als die des Ferrit-Perlits ist, zeigt das Dualphasen-Gefüge mit $\bar{D}_\alpha$ = 5 µm. Die Aufrauhung der Kugelkolottenoberfläche ist hierbei sehr gering (Bild 19c).

### 3.3.4. Kerbschlagbiegeversuch

Im Kerbschlagbiegeversuch wurden in einer ersten Meßreihe bei RT (20 °C) das Verhalten der kontinuierlich und interkritisch zweistufig hergestellten Dualphasen-Gefüge mit dem Verhalten der herkömmlichen Gefüge Ferrit-Perlit und Martensit verglichen.Es wurden Gefüge der Leg. 2 - 5 untersucht. Bild 20 zeigt die ermittelten Kerbschlagarbeiten der vier Gefüge in Abhängigkeit vom Phosphorgehalt. Eine hohe Schlagarbeit erfordert nur das Gefüge Ferrit-Perlit mit 0 Gew.% P. Die Bruchfläche weist auf einen transkristallinen duktilen Verformungsbruch hin (Bild 21a). Die Schlagarbeiten des Martensits und der beiden Dualphasen-Gefüge mit 0 % P sind wesentlich niedriger. Die Bruchflächen zeichnen sich durch einen transkristallinen Sprödbruch aus, wie Bild 21b und c für die Dualphasen-Gefüge zeigt. Mit zunehmendem Phosphorgehalt fällt die Schlagarbeit aller Gefüge zu sehr kleinen Werten ab. Ab 0,1 % P weisen alle Gefüge bei gleichem Phosphorgehalt nahezu die gleiche Kerbschlagarbeit auf. Die mikroskopische Untersuchung der Bruchflächen der Gefüge mit 0,1 und 0,24 Gew. % P ergab, daß die Proben durch einen transkristallinen Sprödbruch brechen und daß der Bruchmechanismus damit dem in Bild 21b und c gezeigten entspricht. Eine Änderung des Bruchmechanismus tritt in den Gefügen mit 0,98 Gew.% auf. Die Bruchflächen weisen neben kleinen transkristallinen Sprödbruchanteilen nur noch interkristalline Sprödbruchanteile auf (Bild 21d).

In dieser ersten Meßreihe wurden für die untersuchten Gefüge folgende Typen von Kraft-Weg-Diagrammen aufgenommen. Nur der Ferrit-Perlit mit 0 Gew. % P zeigt nach der Kraftaufnahme einen langsamen kontinuierlichen Kraftabfall über dem Weg (Bild 22a). Die übrigen Gefüge zeigen zwar eine höhere Kraftaufnahme, aber nachfolgend einen sehr steilen Kraftabfall über dem Weg, wie repräsentativ für diese Gefüge Bild 22b zeigt.

In einer zweiten Meßreihe wurde die Kerbschlagarbeit-Temperatur-Kurve für das kontinuierlich hergestellte Dualphasen-Gefüge der Leg. 2 - 5 bestimmt (Bild 23). Bei RT (20 °C) liegt die Kerbschlagarbeit aller Gefüge in der Tieflage. Der Übergang in die Hochlage verschiebt sich mit zunehmendem Phosphorgehalt bis 0,24 Gew. % P von ca. 90 °C bis zu 160 °C, während die Kerbschlagarbeit des Gefüges mit 0,98 Gew. % P in der Tieflage bleibt. Die Bruchflächen der Gefüge mit 0 bis 0,24 Gew. % P zeigen beim Übergang von der Tieflage in die Hochlage einen Wechsel vom spröden Spaltbruch zum duktilen Verformungsbruch. Bild 21e und f zeigt hierzu als Beispiel die Bruchflächen der Gefüge mit 0 und 0,24 Gew. % P bei 200 °C.

### 3.3.5. Ermüdungsversuch

Im Umlaufbiegeversuch wurde das Ermüdungsverhalten eines kontinuierlich und eines interkritisch zweistufig hergestellten Dualphasen-Gefüges mit dem Ermüdungsverhalten der herkömmlichen Gefüge Ferrit-Perlit und Martensit verglichen. Es wurden Gefüge der Legierung 2 ohne P-Zusatz untersucht. Die aufgestellten Wöhlerkurven für die vier Gefüge zeigt Bild 24. Nach $10^7$ Lastwechseln weist das Ferrit-Perlit Gefüge mit 210 MPa die niedrigste Wechselfestigkeit auf. Die Wechselfestigkeit des kontinuierlich hergestellten Dualphasen-Gefüges mit $\bar{D}_\alpha$ = 50 µm und des interkritisch zweistufigen Dualphasen-Gefüges mit $\bar{D}_\alpha$ = 5 µm liegt mit 260 MPa und 320 MPa deutlich höher. Auffallend ist hierbei der große Unterschied zwischen der Wechselfestigkeit des Dualphasen-Gefüges mit dem großen Korn und der des Dualphasen Gefüges mit dem kleinen Korn. Der Martensit weist mit 370 MPa die höchste Wechselfestigkeit auf.

# 4. Diskussion

## 4.1. Herstellung und Topologie der Ferrit-Martensit Gefüge

### 4.1.1. Gleichgewichtsbetrachtung der $\alpha \leftrightarrow \gamma$-Umwandlung

Die Umwandlungstemperaturen $A_1$ und $A_3$ legen für die untereutektoiden Stähle mit 0,11 Gew.% C das Temperaturintervall fest, in dem sie zur Herstellung eines Ferrit-Martensit Gefüges vor dem beschleunigten Abkühlen geglüht werden müssen. Aus dem halbschematischen Zustandsdiagramm (Bild 25a) ergeben sich die Volumenanteile, zu denen sich die beiden Phasen bei einer isothermen Glühung im ($\alpha+\gamma$)-Gebiet bei der zugehörigen Temperatur einstellen. Die Volumenanteile, über das Hebelgesetz ermittelt, hängen ab von der Kohlenstofflöslichkeit des Ferrits und vom Verlauf der $A_3$-Umwandlungslinie. Die kontinuierlich abnehmende Steigung der Kurve in Bild 25b zeigt, daß die Volumenanteile der Phasen mit steigender Glühtemperatur sich nicht linear, sondern stark zunehmend ändern. Für die Gefügeherstellung bedeutet das, daß in einem Stahl mit 0,11 Gew. % C mögliche Glühtemperaturschwankungen in einem Gefüge mit großem Ferritgehalt eine viel geringere Änderung der Phasenvolumenanteile bewirken als in einem Gefüge mit geringem Ferritgehalt. Da sich leichte Schwankungen der Glühtemperatur aus verfahrenstechnischen Gründen nicht vermeiden lassen, läßt sich ein geforderter Phasenvolumenanteil in einem Gefüge mit niedrigem Martensitgehalt mit einer wesentlich kleineren Streubreite herstellen als in einem Gefüge mit hohem Martensitgehalt.

Durch das Zulegieren von Phosphor zu den Stählen wird eine Aufweitung des ($\alpha+\gamma$)-Umwandlungsbereiches erzielt und, wie in einer früheren Arbeit [43] gezeigt, wird der eutektoide Umwandlungspunkt zu einem niedrigeren Kohlenstoffgehalt verschoben (Bild 25). Dieser Einfluß erweist sich als Vorteil für die Gefügeherstellung, denn mit einem steileren Verlauf der $A_3$-Linie wird der Grad der Abhängigkeit der Phasenvolumenanteile von der Glühtemperatur geringer. Eine Gefügeeinstellung mit einem gezielten Ferrit- und Martensitvolumenanteil wird hierdurch erleichtert.

### 4.1.2. Bildungsmechanismen der Ferrit-Martensit Gefüge

In allen durchgeführten Behandlungen zur Herstellung eines ferritisch-martensitischen Gefüges war der bestimmende Faktor für die Anordnung der zweiten Phase die hohe Aktivierungsenergie zur Bildung der $\alpha$-Phase in $\gamma$ oder umgekehrt. Sie beruht auf der Volumendifferenz ($\Delta V_{\alpha/\gamma}/V_{\alpha} \sim 0{,}02$) und der fehlenden Kohärenz zwischen dem raum- und flächenzentrierten Gitter. Für die Aktivierungsenergie der Keimbildung und folglich für die Wahrscheinlichkeit der Keimbildung gilt damit grundsätzlich folgende Reihenfolge [44]:

1. Korngrenzenschnittlinien
2. Korngrenzenflächen
3. Subkorngrenzenschnittpunkte
4. Subkorngrenzen
5. individuelle Versetzungen

Kontinuierliche Glühung: Wird ein ferritisch-martensitisches Gefüge durch eine rein thermische kontinuierliche Behandlung erzeugt, so tritt die Keimbildung der $\alpha$-Phase aus den zuvor gezeigten energetischen Gründen an den Korngrenzenschnittlinien und nachfolgend an den Korngrenzenflächen der $\gamma$-Phase auf. Durch die hohe Homogenisierungstemperatur, wie sie zur weitgehenden Lösung der Karbide notwendig ist, zeichnet sich das Austenit-Gefüge nach dem Homogenisieren durch ein sehr grobes Korn aus. Die zur Verfügung stehenden Keimbildungsorte für den Ferrit liegen damit weit auseinander, und es bildet sich während der Zweiphasen-Glühung ein globulares, aber grobkörniges zweiphasiges Gefüge aus (Bild 26).

Wird im kontinuierlichen Verfahren ein feinkörniges Gefüge angestrebt, so ist eine Warmverformung des Austenits erforderlich [45]. Die Abkühlgeschwindigkeit ins ($\alpha+\gamma$)-Gebiet bestimmt hierbei, ob der Austenit vor einer möglichen Ausscheidung der $\alpha$-Phase vollkommen rekristallisiert oder ob ein kombinierter Rekristallisations- und Ausscheidungsprozeß abläuft [46, 47].

Eine Untersuchung des Reaktionsverlaufs erfolgte in der Arbeit [45], die die Möglichkeit der Kornfeinung durch Warmverformung im kontinuierlichen Verfahren aufzeigte, nicht. Da in dieser Untersuchung eine kontinuierliche Behandlung mit Warmverformung nicht durchgeführt wurde, lassen sich weitere Aussagen zu dem Bildungsmechanismus nicht machen.

Interkritische Glühung: Ferritisch-martensitische Gefüge, die im Grundgitter feinkörnig sind, wurden in dieser Untersuchung durch das interkritische Verfahren, d. h. durch Aufheizen und isothermes Glühen im ($\alpha+\gamma$)-Gebiet erzeugt.

Die Untersuchung der Gefügeausbildung im einstufigen Verfahren zeigt, daß ein weitgehend gleichmäßiges globulares Gefüge nur durch Kaltverformung des Martensits um 50 bis 60 % vor der Zweiphasen-Glühung zu erzielen war. Wird die Behandlung ohne Kaltverformung durchgeführt, so sind neben den Korngrenzenschnittpunkten und Korngrenzenflächen der ehemaligen Austenitkörner zusätzlich die versetzungsreichen Scherzonen des Martensits Keimbildungsorte für die neuzubildende zweite Phase, den Austenit. Die Versetzungen im Martensit heilen weitgehend durch Erholung aus. Ihre Dichte erweist sich jedoch nicht als hinreichend, als daß neben der Phasenneubildung in-situ Rekristallisation im Martensit abläuft und sich ein Subkorngefüge bildet. Die Verteilung der Keimbildungsorte führt zu einem sehr inhomogenen ferritisch-martensitischen Gefüge. Lamellar an den Scherzonen des Primärmartensits gebildeter Austenit wird umgeben von einem Netz grob globular gebildeten Austenits an den Korngrenzen (Bild 26).

Zusätzliche Kaltverformung des Martensits vor der Glühung im ($\alpha+\gamma$)-Gebiet führt zu einer 'kombinierten Reaktion' von Phasenneubildung und Rekristallisation [47, 48]. Eine Dickenabnahme von 50 bis 60 % beim Walzen ist hinreichend, als daß vor der Phasenneubildung der Martensit gleichmäßig in-situ rekristallisiert und sich ein Subkorn-Gefüge bildet. Als heterogene

Keimbildungsorte, die in sehr feiner, gleichmäßiger Verteilung für die Phasenneubildung der γ-Phase vorliegen, dienen die Subkorngrenzenknotenpunkte (Bild 26).

Bei seiner sehr hohen eingebrachten Versetzungsdichte, d. h. bei einer Dickenabnahme ≥ 60 % beim Walzen setzt neben der in-situ Rekristallisation stellenweise diskontinuierliche Rekristallisation im Ferrit vor der Keimbildung der γ-Phase ein. Durch die nachfolgende Keimbildung der γ-Phase an den Rekristallisationsfronten und an den Subkorngrenzenknotenpunkten in den nicht diskontinuierlich rekristallisierten Bereichen kommt die diskontinuierliche Reaktion zum Stillstand. Bedingt durch die teilweise abgelaufene diskontinuierliche Reaktion entsteht ein feinglobulares Gefüge mit eingelagerten großen Ferritbereichen, d. h. es liegt hinsichtlich der Phasenverteilung ein sehr ungleichmäßiges Gefüge vor (Bild 26).

Für das einstufige interkritische Verfahren ergibt sich damit, daß zur Ausbildung eines gleichmäßigen feinkörnigen globularen Gefüges eine in-situ-Rekristallisation vor der Keimbildung der Austenitphase ablaufen muß. Hierzu ist eine Mindestversetzungsdichte, die durch einen Walzgrad von ca. 60 % eingebracht werden kann, notwendig. Die Mindestversetzungsdichte ist allerdings gleichzeitig die maximal erlaubte Versetzungsdichte. Denn für einen Walzgrad ≥ 60 % setzt diskontinuierliche Rekristallisation im Ferrit ein, und es entsteht damit eine Ungleichmäßigkeit in der Phasenverteilung.

Eine Variation der Behandlung zur Kornfeinung ist die Kaltverformung (Walzgrad 60 %) des Gefüges, das im einstufigen interkritischen Verfahren rein thermisch hergestellt wurde (zweistufiges Verfahren). Bei nochmaligem Glühen im (α+γ)-Gebiet bei der gleichen Temperatur bildet sich ein Gefüge, das sich durch eine hohe Gleichmäßigkeit der Phasenverteilung auszeichnet. Unregelmäßigkeiten, die im einstufigen Verfahren durch den Beginn einer diskontinuierlichen Rekristallisation beobachtet wurden, traten bei dem zweistufigen Verfahren nicht auf.

Einzelheiten über das Zusammenwirken von Rekristallisation und Phasenneubildung wurden schon in einer früheren Arbeit erörtert [41] und deshalb im Rahmen dieser Arbeit nicht näher untersucht.

### 4.1.3. Gefügebeschreibung

Vor einer Diskussion der mechanischen Eigenschaften der Ferrit-Martensit Gefüge erscheint es sinnvoll, zu erörtern, welche Parameter zur eindeutigen Kennzeichnung der hergestellten Gefüge notwendig sind*). Hierbei sollen die Parameter so festgelegt werden, das sie nicht nur eine topologische Beschreibung ermöglichen, sondern daß sie gleichzeitig auch zur Herstellung von Beziehungen zu den makroskopischen mechanischen Eigenschaften geeignet sind. Mit diesem Ziel wurden schon in einer frühren systematischen Betrachtung der Gefüge zur Beschreibung als Grundelemente die Gitterstörungen entsprechend ihrer geometrischen Dimension vorgeschlagen [49, 50]. Die verschiedenen zweiphasigen Gefüge wurden allerdings mit der Systematik noch nicht vollständig erfaßt. Es wurde in der Arbeit [49] bereits erwähnt, daß für die eindeutige Kennzeichnung der verschiedenen zweiphasigen Gefüge zusäztliche Kriterien notwendig sind. Eine entsprechende Ergänzung zu der vorhandenen Systematik soll im folgenden gegeben werden.

Zur quantitativen Kennzeichnung der zweiphasigen Gefüge sind zunächst als Parameter die Volumenanteile aller Elemente, aus denen sich die zweiphasigen Gefüge zusammensetzen, notwendig. Die hergestellten Gefüge werden gebildet aus den Phasen $\alpha$ und $\gamma$ und aus bis zu drei Grenzflächenarten (Korngrenzen $\alpha\alpha$ und $\gamma\gamma$

*) Wegen der Allgemeingültigkeit der Gefügebeschreibung für alle zweiphasigen Legierungen werden die Phasen in diesem Kapitel mit $\alpha$ und $\gamma$ bezeichnet. Hinsichtlich des untersuchten Stahls wird in diesem Kapitel der Ferrit mit $\alpha$ und der Martensit mit $\gamma$ bezeichnet.

und Phasengrenzen $\alpha\gamma$). Es gilt damit:

$$f_\alpha + f_\gamma + f_{\alpha\alpha} + f_{\gamma\gamma} + f_{\alpha\gamma} = 1 \qquad (11)$$

Mit einer in den Gefügen vorliegenden Korngröße $>10^5 \cdot b$ und einer Grenzflächendicke in der Größenordnung von ca. 1,5 x b ergibt sich, daß

$$f_{\alpha\alpha},\ f_{\gamma\gamma},\ f_{\alpha\gamma} \ll 1 \qquad (11a)$$

und Gleichung 11 vereinfacht sich zu

$$f_\alpha + f_\gamma = 1 \qquad (11b)$$

Zusätzlich zu diesen Parametern werden die Konzentrationen der drei Grenzflächenarten, den Korngrenzen $\alpha\alpha$ und $\gamma\gamma$ und den Phasengrenzen $\alpha\gamma$ verwendet. Die allgemeine Definition der Grenzflächenkonzentration ist gegeben durch die Summe der Flächen $\Sigma A_{ij}$ einer Grenzflächenart pro Volumen V.

$$C_{ij} = \frac{\Sigma A_{ij}}{V} \equiv m^{-1} \qquad (12)$$

Geht man von einem zweiphasigen Gefüge mit einer bestimmten Korngröße $D_\alpha$ und einer bestimmten Korngrenzenkonzentration $C_{\alpha\alpha}$ aus, so läßt sich die räumliche Verteilung der Gefügeelemente über folgende zwei Quotienten der Grenzflächenkonzentration beschreiben:

$$\Delta = \frac{C_{\gamma\gamma}}{C_{\alpha\alpha}} \qquad (13)$$

$$\delta = \frac{C_{\alpha\gamma}}{C_{\alpha\alpha}}$$

Daß sich die eingeführten Parameter zur quantitativen Kennzeichnung der zweiphasigen Gefüge eignen, soll zunächst am Beispiel von einer Dispersion, einem Duplex-Gefüge und einem Netz-Gefüge gezeigt werden. Diese speziellen Gefügetypen enthalten sehr ausgeprägte Gefügemerkmale, und sie wurden bisher folgendermaßen beschrieben [40, 51]:

Im idealen Duplex-Gefüge liegen in gleicher Anzahl und Größe Körner der Phase $\alpha$ und $\gamma$ statistisch verteilt nebeneinander, d. h. für den Volumenanteil gilt $f_\alpha = f_\gamma = 0{,}5$.

In einer idealen Dispersion liegen in einer Grundmatrix von $\alpha$ völlig isoliert voneinander Teilchen der $\gamma$-Phase mit dem Volumenanteil $0 < f_\gamma < 1$. Es fehlen in diesem Gefügetyp die $\gamma\gamma$-Korngrenzen.

In einem idealen Netz-Gefüge hat sich die zweite Phase ausschließlich an den Korngrenzen der Grundmatrix gebildet und diese vollkommen bedeckt. Es fehlen in diesem Gefügetyp die $\alpha\alpha$-Korngrenzen.

Anhand der eingeführten Parameter ergibt sich nun folgende quantitative Kennzeichnung dieser Gefüge:

ideales Duplex-Gefüge: $\Delta = 1$, $\delta = 2$ und $f_\alpha = f_\gamma = 0{,}5$
ideale Dispersion: $\Delta = 0{,}0 < \delta < \infty$ , $0 < f_\gamma < 1$
ideales Netz-Gefüge: $\Delta = \infty$, $\delta = \infty$, $0 < f_\gamma < 1$

In Bild 27 und 28 sind die Quotienten der Grenzflächenkonzentrationen über dem Phasenvolumenanteil aufgetragen. Aus Bild 27 wird deutlich, daß der Parameter $\Delta$ eine Aussage über den Grad des Zusammenhangs der Phase $\gamma$ im Vergleich zum Grad des Zusammenhangs der Phase $\alpha$ macht. Aus $\Delta = 0$ folgt direkt, daß es sich bei dem zweiphasigen Gefüge um eine Dispersion handelt, allerdings enthält der Parameter $\Delta$ keine Information über den Dispersionsgrad. Unter der Voraussetzung $\Delta \neq 0$ wird diese zusätzliche Information gegeben durch den Parameter $\delta$ (Bild 28). Mit zunehmendem $\delta$ nimmt der Dispersionsgrad $f_\gamma \cdot D_\gamma^{-1}$ zu.

Es erweist sich nun als vorteilhaft, daß neben den drei zuvor diskutierten Gefügen mit den ausgeprägten Gefügemerkmalen auch alle zweiphasigen Übergangsgefüge, d.h. Gefüge mit Merkmalen sowohl vom Duplex-, Dispersions- und/oder Netz-Gefüge, gekennzeichnet werden können. Hierbei soll nun im folgenden eine besondere Betrachtung von solchen Gefügen erfolgen, die sich

dadurch auszeichnen, daß die zweite Phase $\gamma$ ausschließlich an den Korngrenzenschnittlinien der Matrix $\alpha$ liegt. Denn wie zuvor gezeigt, entspricht dies der Realität der Gefügeausbildung der untersuchten globularen Ferrit-Martensit Gefüge. Es läßt sich für diese Geometrie der kritische Volumenanteil $f_\gamma$ bestimmen, wo die Körner der Phase $\gamma$ nicht mehr als Dispersion isoliert in der Matrix $\alpha$ liegen, sondern zusammenstoßen und $\gamma\gamma$-Korngrenzen bilden. Der kritische Volumenanteil wird allgemein mit Perkolationsschwellwert $f_{\gamma p}$ [52] bezeichnet.

Nehmen wir im Fall 1 an (Bild 29a), die Phase $\gamma$ habe sich regellos an jedem zweiten Korngrenzenschnittpunkt der Phase $\alpha$ gebildet. Mit der Voraussetzung von 6 Schnittpunkten pro $\alpha$-Korn, was nach statistischen Untersuchungen [53, 54] und energetischen Betrachtungen realistisch ist, ergibt sich, daß die Anzahl der $\alpha$- und $\gamma$-Körner pro Volumen gleich ist. Damit ist das Volumen der $\gamma$-Körner proportional dem Volumenanteil $f_\gamma$ und es gilt:

$$\frac{f_\gamma}{f_\alpha} = \left(\frac{D_\gamma}{D_\alpha}\right)^3 \qquad (15)$$

Mit diesen Voraussetzungen und der in der Dispersion angenommenen Dreiecksform der $\gamma$-Teilchen liegt der Perkolationsschwellwert bei $f_{\gamma p} = 0{,}125$. Für $0{,}125 < f_\gamma = 0{,}5$ bildet sich ein Duplex-Gefüge.

Nehmen wir im Fall 2 an (Bild 29b), die zweite Phase $\gamma$ habe sich an jedem Korngrenzenquerschnittpunkt der Phase $\alpha$ gebildet. Die Anzahl der $\gamma$-Körner beträgt damit das Zweifache der Anzahl der $\alpha$-Körner und es gilt:

$$\frac{f_\gamma}{f_\alpha} = 2\left(\frac{D_\gamma}{D_\alpha}\right)^3 \qquad (16)$$

Mit diesen Voraussetzungen liegt der Perkolationsschwellwert bei $f_{\gamma p} = 0{,}25$. Für $f_\gamma > 0{,}25$ bildet sich ein Netz-Gefüge.

Ein Vergleich dieser beiden Fälle mit der Gefügeausbildung der Ferrit-Martensit Gefüge, die einen Martensitgehalt $f_\gamma \leq 0{,}5$ haben, zeigt, daß die Realität der Gefügeausbildung zwischen dem erörterten Fall 1 und Fall 2 liegt. Wie die Gefügebilder zeigen, haben allerdings die Körner der zweiten Phase $\gamma$ nicht wie im Modell eine reine Dreiecksform, sondern ihre Phasengrenzen sind leicht ausgebaucht. Für die Gefügeausbildung, wie sie der Realität entspricht, wird dadurch der Perkolationsschwellwert etwas oberhalb des berechneten Wertes bei ca. $f_{\gamma p} \approx 0{,}3$ liegen.

Es soll nun ein solches Ferrit-Martensit Gefüge als ideales Dualphasen-Gefüge definiert werden, für das der Martensitvolumenanteil $f_\gamma$ zum einen sicher unterhalb $f_{\gamma p}$ liegt, zum anderen aber so groß wie möglich ist. Als Kriterium für diese Definition wird das Optimum der Kombination von Formänderungsfestigkeit und Formänderungsfähigkeit gewählt, deren Ursachen in Kapitel 4.2 erörtert werden. Damit enthält das Dualphasen-Gefüge typische Kennzeichen sowohl vom Duplex-Gefüge, wie auch von der Dispersion und dem Netz-Gefüge (Bild 30):

1) Wie im Duplex-Gefüge ist die Anzahl der $\alpha$- und der $\gamma$-Körner weitgehend gleich.
2) Wie in einer Dispersion liegt die zweite Phase $\gamma$ isoliert in der Grundmatrix $\alpha$.
3) Mit dem Netz-Gefüge hat das Dualphasen-Gefüge gemeinsam, daß die zweite Phase $\gamma$ ausschließlich an den Korngrenzen der Grundmatrix $\alpha$ liegt.

Für das ideale Dualphasen-Gefüge ergeben sich damit folgende topologische Parameter $\Delta$, $\delta$ und $f_\gamma$ (Bild 28)

1) Der Parameter $\Delta \to 0$
2) Der Dispersionsparameter $\delta \approx 0{,}8 \div 1$
3) Der Volumenanteil $f_\gamma \approx 0{,}2 \div 0{,}3 < f_{\gamma p}$
4) Diese Parameter müssen auf eine Grundkorngröße $D_\alpha$ bezogen werden.

Diese Erörterung der Gefügekennzeichnung berücksichtigt wegen der stark zunehmenden Komplexität nicht die statistischen Schwankungen der Keimbildungsorte und der Korndurchmesser der beiden Phasen. Allerdings stellt sie als systematische Übersicht eine nützliche Grundlage für die folgende Erörterung der mechanischen Eigenschaften dar.

## 4.2. Mechanische Eigenschaften der Ferrit-Martensit Gefüge im Zugversuch

Für die Deutung der makroskopischen mechanischen Eigenschaften im Zugversuch der untersuchten Ferrit-Martensit Gefüge ist es wichtig zu verstehen, in welcher Weise die Eigenschaften den Gefügeelementen und ihrer Kombination zugeordnet werden können. Nützliche Informationen sollen hierbei aus der zuvor durchgeführten Gefügebeschreibung gewonnen werden. Neben der Kenntnis der räumlichen Verteilung der Gefügeelemente ist eine weitere Voraussetzung für eine solche Betrachtungsweise die Kenntnis der mikroskopischen Eigenschaften der Gefügeelemente.

### 4.2.1. Mikroskopische Eigenschaften der Gefügeelemente

Als mikroskopische Eigenschaft eines Gefügeelementes ließ sich in der Versuchsdurchführung die Mikrohärte des Ferrits und des Martensits direkt bestimmen. Die Änderung der Mikrohärten in Abhängigkeit vom Volumenanteil des Ferrits und des Martensits unter Beibehaltung der Legierung läßt sich zurückführen auf die jeweils gelöste Kohlenstoffmenge in diesen Phasen. Aus dem Fe-C Diagramm (Bild 25) ergibt sich für einen unlegierten Kohlenstoffstahl mit 0,11 Gew. % C im Intervall $A_1 < T < A_3$ der im Austenit (Martensit bei RT) gelöste Kohlenstoff in Abhängigkeit vom Volumenanteil, wie in Bild 31 gezeigt. Die Abnahme der gelösten Kohlenstoffmenge zwischen $0{,}2 < f_{\alpha_M} < 0{,}4$ erklärt aufgrund der geringer werdenden Mischkristallhärtung [55] den starken Abfall der Mikrohärte in diesem Bereich. Im Ferrit ist im Intervall $A_1 < T < A_3$ eine Kohlenstoffmenge gelöst, die bei $A_1$ näherungsweise um den Faktor 40 kleiner als im Austenit ist und die bei $A_3$ auf 0

abfällt. Wegen der insgesamt nur gering gelösten Kohlenstoffmenge im Ferrit tritt mit zunehmendem Austenitvolumenanteil nur ein geringer Härteabfall in diesem Gefügebereich auf. Damit ist die wesentliche Aussage der Härtemessung für die weitere Erörterung der mechanischen Eigenschaften der Ferrit-Martensit Gefüge, daß unter Beibehaltung der Legierung mit zunehmendem Martensitvolumenanteil

- im Martensit die Mikrohärte, die in etwa proportional zur Streckgrenze dieser Phase ist, sehr stark abfällt,
- aufgrund der unterschiedlichen Härteänderung im Ferrit und Martensit das Verhältnis $HV_{\alpha_M}/HV_{\alpha}$ von ungefähr 4,5 auf 2 abfällt.

Damit ist unter Beibehaltung der Legierung eine Änderung der Phasenvolumenanteile ohne wesentliche Änderung der Martensiteigenschaften nicht möglich.

Eine Änderung der Eigenschaften der Gefügeelemente unter Beibehaltung der Gefügetopologie wurde erzielt durch verschiedene Phosphorzusätze zu einer Basislegierung eines Dualphasen-Stahls. Für die Gefügebereiche Ferrit und Martensit ließ sich die Eigenschaftsänderung direkt durch die Mikrohärtemessung nachweisen. Im Gegensatz zur Kohlenstofflöslichkeit ist die Löslichkeit des Phosphors im Austenit sehr viel geringer als im Ferrit [43]. Hierdurch bewirkt dieses Element eine relativ stärkere Mischkristallhärtung des Ferrits als des Martensits, wie der starke Anstieg der Ferritmikrohärte zeigt. Für die weitere Erörterung ist die wesentliche Aussage dieser Meßreihe, daß in einem Dualphasen-Gefüge mit 25 Vol. % Martensitanteil durch einen P-Zusatz bis 0,98 Gew. %

- die Mikrohärte des Ferrits, die in etwa proportional zur Streckgrenze dieser Phase ist, wesentlich erhöht wird,
- aufgrund der unterschiedlichen Härteänderung im Ferrit und Martensit das Verhältnis $HV_{\alpha_M}/HV_{\alpha}$ von ungefähr 4 für 0 % P auf 2 für 0,98 % P abfällt.

Eine direkte quantitative Messung der Eigenschaften der weiteren Gefügeelemente in den Ferrit-Martensit Gefügen, den $\alpha\alpha$- und $\alpha_M\alpha_M$-Korngrenzen und den $\alpha\alpha_M$-Phasengrenzen läßt sich expe-

rimentell nicht durchführen. Aussagen hierzu müssen, wie im folgenden gezeigt wird, aus dem makroskopischen Verformungs- und Bruchverhalten der verschiedenen Ferrit-Martensit Gefüge gewonnen werden.

### 4.2.2. Einfluß der Gefügetopologie

Die Zugversuchskennwerte der Ferrit-Martensit Gefüge zeigen durch ihre nichtlineare Abhängigkeit vom Volumenanteil der Phasen (Bild 9), daß für die Kennwerte die in der Einleitung vorgestellten allemeinen Mischungsregeln in Gleichung 3 und 4 nicht gültig sind. Der starke Abfall der Gleichmaßdehnung im Bereich des Perkolationspunktes $f_{\alpha_{MP}}$ des Martensits läßt sich mit diesen Gleichungen und der zuvor erörterten Änderung der mikroskopischen Eigenschaften des Ferrits und Martensits nicht erklären. Denn mit zunehmendem Martensitgehalt steigt die Duktilität des Martensits aufgrund des geringer gelösten Kohlenstoffgehalts stark an. Zur Erklärung der Zugversuchskennwerte in Bild 9 erscheint es sinnvoll, den Verformungsmechanismus der Ferrit-Martensit Gefüge für einen Martensitgehalt ober- und unterhalb des Perkolationspunktes, d. h. unter Berücksichtigung der Gefügeparameter, zu erörtern.

Für die Analyse wird das Konzept der "partiellen Eigenschaften" angewandt. Dieses Konzept wird seit längerer Zeit für die Deutung der Eigenschaften von Faserverbundwerkstoffen benutzt. Weiterhin hat es sich kürzlich auch nützlich bei der Deutung des stabilen und instabilen Rißwachstums grob zweiphasiger Legierungen und teilkristalliner thermoplastischer Polymere erwiesen [56, 57, 58].

Für ein zweiphasiges Gefüge mit den Phasen $\alpha$ und $\gamma$ gilt allgemein:

$$P = F(\bar{p}_\alpha, \bar{p}_\gamma) \qquad (17)$$

Die makroskopische Eigenschaft P ist eine Funktion der mikroskopischen Eigenschaften der Gefügebereiche, den partiellen Eigenschaften $\bar{p}_i$. Im Zusammenhang mit dieser Arbeit muß das Konzept der partiellen Eigenschaften so verändert werden, daß auch die Eigenschaften der Grenzflächen berücksichtigt werden können. Hierzu wird Gleichung 17 erweitert:

$$P = F(\bar{p}_\alpha, \bar{p}_\gamma, \bar{p}_{\alpha\alpha}, \bar{p}_{\gamma\gamma}, \bar{p}_{\alpha\gamma}) \qquad (18)$$

Die makroskopischen Eigenschaften P im Grenzfall sind hinsichtlich der Formänderungsfestigkeit die Streckgrenze und Zugfestigkeit und hinsichtlich der Formänderungsfähigkeit die Gleichmaßdehnung und Bruchdehnung. Die partiellen Eigenschaften sind im vorliegenden Fall diejenigen der Phasen $\alpha$ und $\alpha_M$, also des Ferrits und Martensits, und der Korngrenzen $\alpha\alpha$ und $\alpha_M\alpha_M$ und der Phasengrenzen $\alpha\alpha_M$. Auf dieser Basis sollen im folgenden die makroskopischen Eigenschaften der Ferrit-Martensit Gefüge mit 0 % P aus ihrem mikroskopischen Aufbau abgeleitet werden. Die Korngröße und der P-Zusatz, die natürlich auch eine Einflußgröße sind, werden in der Erörterung zunächst noch nicht berücksichtigt.

In einem Dualphasen-Gefüge liegt entsprechend der Definition der Martensitgehalt unter dem Perkolationspunkt ($f_{\alpha_M} < 0{,}3$), und es wird beschrieben durch die Gefügeparameter $\Delta = 0$ und $\delta \approx 0{,}8 \div 1$. Da der Martensit inselförmig in der Ferritmatrix liegt, kann angenommen werden, daß der Martensit die gleiche Spannung überträgt wie der Ferrit. Es kann erwartet werden, daß das Modell des Schichtverbundes in Reihenschaltung für solch eine spezielle Dispersion annähernd gilt. Die partiellen Spannungen $\bar{\sigma}_\alpha$ und $\bar{\sigma}_{\alpha_M}$ ergeben sich damit in Abhängigkeit von der makroskopischen Spannung $\sigma$ wie folgt:

$$\sigma = \underset{\alpha}{\bar{\sigma}} = \bar{\sigma}_{\alpha_M} \qquad (19)$$

Weil in der lichtmikroskopischen Untersuchung des Bruchflächenquerschliffs der Legierung mit 0 % P (Bild 16) keine sichtbare Verformung des Martensits und keine aufgerissenen

Grenzflächen beobachtet wurden, gilt unter gleichzeitiger Berücksichtigung der Ergebnisse der Mikrohärtemessung:

$$\bar{R}_{m_\alpha} < \bar{R}_{p\alpha_M}, \bar{R}_{m\alpha\alpha}, \bar{R}_{m\alpha\alpha_M} \qquad (20)$$

Daraus folgt für die Streckgrenze und die Zugfestigkeit des Dualphasen-Gefüges:

$$R_p = \bar{R}_{p\alpha} \qquad (21)$$

$$R_m = \bar{R}_{m\alpha} \qquad (22)$$

Aus den Bedingungen in Gleichung 19 und Gleichung 20 folgt, daß die partiellen plastischen Dehnungen $\bar{\varepsilon}_\alpha$ und $\bar{\varepsilon}_{\alpha_M}$ der Phasen Ferrit und Martensit unterschiedlich sind. Für die makroskopische Dehnung gilt wie für den reihenbelasteten Schichtverbund die allgemeine Mischungsregel:

$$\varepsilon = \bar{\varepsilon}_\alpha \cdot f_\alpha + \bar{\varepsilon}_{\alpha_M} \cdot f_{\alpha M} \qquad (23)$$

Hierbei wird der Verformungsbeitrag der Grenzflächen wegen ihres geringen Volumenanteils vernachlässigt. Weiterhin konnte im plastischen Bereich keine sichtbare Verformung des Martensits im Vergleich zum Ferrit festgestellt werden. Wegen $\bar{\varepsilon}_{\alpha_M} \approx 0$ kann deshalb auch der Beitrag des Martensits in der Mischungsregel in Gleichung 23 vernachlässigt werden. Damit gilt unter den gegebenen Bedingungen für die Gleichmaß- und Bruchdehnung des Dualphasen-Gefüges (Bild 32):

$$A_g = \bar{A}_{g\alpha} \cdot f_\alpha \qquad (24)$$

$$A = \bar{A}_\alpha \cdot f_\alpha \qquad (25)$$

Aus den Gleichungen 19 bis 25 wird deutlich, daß alle makroskopischen Eigenschaften des Dualphasen-Gefüges direkt nur von den partiellen Eigenschaften des Ferrits abhängen. Der Martensit nimmt weder an der plastischen Verformung teil, noch trägt die hohe Festigkeit des Martensits zu einer direkten Erhöhung der Festigkeit des Dualphasen-Gefüges bei. Der

Martensit ist trotzdem insofern von großer Bedeutung, als daß er die partielle Zugfestigkeit $\bar{R}_{m\alpha}$ und Gleichmaßdehnung $\bar{A}_{g\alpha}$ des Ferrits modifiziert. Diese partiellen Eigenschaften weisen nämlich, wenn man die gemessenen Beträge der makroskopischen Eigenschaft in Gleichung 22 und in Gleichung 24 einsetzt, unerwartet hohe Werte auf. In früheren Arbeiten [59, 60, 61] wurde gezeigt, daß die während der Verformung auftretende Verfestigung des Ferrits durch den nicht an der Verformung teilnehmenden Martensit in der folgenden Weise beeinflußt wird:

$$\frac{d\bar{\sigma}_\alpha}{d\bar{\varepsilon}_\alpha} \sim \sqrt{\frac{f_{\alpha_M}}{D_{\alpha_M}}} \qquad (27)$$

Durch die Gleitbehinderung, die der Martensit bei der plastischen Verformung eines Dualphasen-Gefüges ausübt, werden im Ferrit eine größere Anzahl von Gleitsystemen aktiviert als vergleichsweise bei der plastischen Verformung eines einphasigen Ferrit Vielkristalls. Damit erreicht der Ferrit durch den Martensit nach der plastischen Verformung eine hohe partielle Zugfestigkeit, die nach Gleichung 22 mit der makroskopischen Zugfestigkeit des Dualphasen-Gefüges identisch ist. Aus Gleichung 27 wird ersichtlich, daß bei gegebener Korngröße der Martensit seine optimale Wirkung mit einem möglichst großen Volumenanteil hat. Unter Berücksichtigung des Gefügeparameters $\Delta = 0$ liegt damit der optimale Martensitgehalt dicht unterhalb des Perkolationspunktes $f_{\alpha_{Mp}} \approx 0{,}3$. Weiterhin wird durch die im Vergleich zum einphasigen Vielkristall größere Anzahl der aktivierten Gleitsysteme die partielle Gleichmaßdehnung des Ferrit $A_{g\alpha}$ im Dualphasen-Gefüge erhöht. Hierdurch wird der auftretende Verlust der makroskopischen Gleichmaßdehnung in Gleichung 25 mit dem Faktor $f_\alpha$ durch den Anstieg von $\bar{A}_{g\alpha}$ weitgehend kompensiert.

Betrachtet man nun die untersuchten Ferrit-Perlit Gefüge, so ist festzustellen, daß sie vergleichbare Gefügeparameter wie die Dualphasen-Gefüge aufweisen, wenn der heterogene Perlit als einheitlicher Gefügebereich aufgefaßt wird. Trotzdem zei-

gen sich im Verformungsverhalten der beiden Gefüge große Unterschiede. Ursache hierfür ist, daß im Ferrit-Perlit Gefüge der Perlit, der im Vergleich zum Martensit weicher ist, wie der Ferrit an der plastischen Verformung teilnimmt [62]. Damit tritt in den Ferrit-Perlit Gefügen eine Modifizierung der Ferriteigenschaften in sehr viel geringerem Maße auf, was die niedrige Zugfestigkeit des Ferrit-Perlits im Vergleich zum Dualphasen-Gefüge erklärt. Daß das Dualphasen-Gefüge im Gegensatz zum Ferrit-Perlit eine kontinuierliche Streckgrenze aufweist, setzt bewegliche Versetzungen im Ferrit des Dualpasen-Gefüges vor Beginn der plastischen Verformung voraus. Teilweise bestätigt werden konnte diese Annahme durch die TEM-Untersuchung des unverformten Dualphasen-Gefüges, wo eine hohe Versetzungsdichte im Ferrit in den martensitnahen Bereichen nachgewiesen wurde. Es läßt sich vermuten, daß die Versetzungen im letzten Schritt der Gefügeherstellung, in dem der Austenit zum Martensit umwandelt, erzeugt werden. Denn bedingt durch die mit der martensitischen Umwandlung verbundene Volumenänderung muß der Ferrit zur Wahrung der Gefügekompatibilität in den martensitnahen Bereichen plastisch verformt werden. Daß die erzeugten Versetzungen bei RT beweglich sind, könnte darin begründet liegen, daß der Austenit bei der Glühung des Stahls im ($\alpha+\gamma$)-Gebiet wegen seines hohen Lösungsvermögens für Kohlenstoff als Senke für dieses Element wirkt. Dadurch wird der Kohlenstoffgehalt im Ferrit wahrscheinlich so reduziert, daß eine Festlegung der erzeugten Versetzungen durch Kohlenstoffatome nicht erfolgen kann.

Aus dem Verständnis des Verformungsmechanismus des Dualphasen-Gefüges läßt sich also zusammenfassend sagen, daß der Stahl sich auszeichnet durch eine hohe Zugfestigkeit, eine hohe Gleichmaßdehnung und ein geringes Streckgrenzenverhältnis. Alle diese Eigenschaften erhält der Stahl durch die während der Verformung ablaufenden Mechanismen. Den Verfestigungsexponenten n mit in die Erörterung einzubeziehen, erschien nicht sinnvoll, da, wie gezeigt, die wahre Spannungs-Dehnungs-Kurve der Dualphasen-Gefüge mit der Holloman-Gleichung nicht beschrieben werden kann.

Duplex-Gefüge: Liegt in einem Ferrit-Martensit Gefüge der Martensitgehalt oberhalb des Perkolationspunktes ($f_{\alpha_M} > 0{,}3$ und $0 < \Delta < \infty$), so bilden die Phasen Ferrit und Martensit ein verwobenes Gerüst. Im folgenden sollen die makroskopischen Eigenschaften eines speziellen Vertreters dieses Gefügetyps, dem Duplex-Gefüge ($f_\alpha = f_{\alpha_M} = 0{,}5$, $\Delta = 1$ und $\delta = 2$), mit dem Konzept der partiellen Eigenschaften betrachtet werden. Da in diesem Gefüge die beiden Phasen in Strängen parallel der Spannungsrichtung liegen, muß die harte Phase bis zum Bruch mitverformen. Ein vereinfachtes Modell, mit dem das Verformungsverhalten des Duplex-Gefüges beschrieben werden kann, stellt ein parallel belasteter Schicht- oder Faserverbund dar. Unter der Voraussetzung, daß der Verformungsbeitrag der Grenzflächen wegen ihres geringen Volumenanteils vernachlässigbar ist, gilt (Bild 33):

$$\varepsilon = \bar{\varepsilon}_\alpha = \bar{\varepsilon}_{\alpha_M} \tag{28}$$

D. h. die Verformung der ferritischen und martensitischen Gefügebereiche ist gleich und entspricht der Gesamtverformung. Weil im untersuchten Duplex-Gefüge des Stahls mit 0 % P ein Aufreißen der Grenzflächen nicht beobachtet wurde, gilt unter gleichzeitiger Berücksichtigung der Ergebnisse der Mikrohärtemessung:

$$\bar{R}_{m\alpha\alpha},\ R_{m\alpha\alpha_M},\ \bar{R}_{m\alpha_M\alpha_M} > \bar{R}_{m\alpha_M} > \bar{R}_{m\alpha} \tag{29}$$

Aus der Bedingung in Gleichung 28 und 29 folgt, daß die partiellen Spannungen $\bar{\sigma}_\alpha$ und $\bar{\sigma}_{\alpha_M}$ unterschiedlich sind. Für die makroskopische Spannung gilt wie für den parallel betrachteten Schichtverbund die allgemeine Mischungsregel:

$$\sigma = \bar{\sigma}_\alpha \cdot f_\alpha + \bar{\sigma}_{\alpha_M} \cdot f_{\alpha_M} \tag{30}$$

Im Bereich der elastischen Verformung können die E-Modulen des Ferrits und des Martensits als gleich angenommen werden [63, 64]. Bis zum Erreichen der partiellen Streckgrenze im Martensit tritt im Ferrit aufgrund seiner niedrigeren partiel-

len Streckgrenze eine geringe plastische Verformung ($\bar{\varepsilon}_{\alpha pl} < 0{,}005$) auf. Unter Vernachlässigung der hierbei auftretenden Verfestigung des Ferrits ergibt sich die Streckgrenze des Duplex-Gefüges näherungsweise zu (Bild 33):

$$R_p \approx \bar{R}_{p\alpha} \cdot f_\alpha + \bar{R}_{p\alpha_M} \cdot f_{\alpha_M} \qquad (31)$$

Eine Abschätzung der Zugfestigkeit und der Gleichmaßdehnung läßt sich mit dem Verständnis des Verformungsmechanismus des Duplex-Gefüges in folgender Weise vornehmen. Mit näherungsweise gleicher plastischer Verformung in den Phasen Ferrit und Martensit setzt sich die Verfestigung des Duplex-Gefüges additiv aus der partiellen Verfestigung der beiden Gefügebereiche im Verhältnis ihrer Volumenanteile zusammen:

$$\frac{d\sigma}{d\varepsilon} = \frac{d\bar{\sigma}_\alpha}{d\varepsilon} \cdot f_\alpha + \frac{d\bar{\sigma}_{\alpha M}}{d\varepsilon} \cdot f_{\alpha M} \qquad (32)$$

Für die Gleichmaßdehnung des Duplex-Gefüges ist entscheidend, für welche Verformung die Verfestigung nach Gleichung 32 eine Probenquerschnittabnahme nicht mehr überkompensiert. Die partielle Verfestigungsfähigkeit des Martensits wird, wie sich aus der gemessenen Gleichmaßdehnung des 100 % martensitischen Gefüges aussagen läßt, schon nach einer kleinen plastischen Verformung (3 - 4 %) durch die Querschnittsabnahme überkompensiert. Die Gleichmaßdehnung des Duplex-Gefüges wird damit so weit über der partiellen Gleichmaßdehnung des Martensits liegen, wie die dem Martensit für eine höhere Gleichmaßdehnung fehlende Verfestigung durch den Ferrit zusätzlich aufgebracht werden kann. In der folgenden Gleichung für die Gleichmaßdehnung des Duplex-Gefüges wird dies durch den Faktor B berücksichtigt:

$$A_g = B \cdot \bar{A}_{g\alpha_M} \qquad (33)$$

Aus den Versuchsergebnissen ergibt sich, daß B ungefähr 1,5 ÷ 2 beträgt.

Die Zugfestigkeit des Duplex-Gefüges ergibt sich mit Gleichung 30 additiv aus den partiellen Fließspannungen des Ferrits und das Martensits nach einer plastischen Verformung $A_g$ entspre-

chend ihren Volumenanteilen:

$$R_m = \bar{\sigma}_\alpha(A_g) \cdot f_\alpha + \bar{\sigma}_{\alpha_M}(A_g) \cdot f_{\alpha_M} \qquad (34)$$

Die erörterten Verhältnisse gelten hierbei nicht nur für das Duplex-Gefüge, sondern es kann erwartet werden, daß das Modell der Parallelschaltung für alle Gefüge gilt, in denen der Ferrit und Martensit ein verwobenes Gerüst bilden. Mit Gleichung 30 bis 34 wird gezeigt, daß für diese Gefüge eine direkte Abhängigkeit der makroskopischen Eigenschaften von den partiellen Eigenschaften des Martensits besteht. Da die Verformung in den Phasen Ferrit und Martensit gleich ist, kann eine Modifizierung der partiellen Eigenschaften wie im Dualphasen-Gefüge nicht erwartet werden. Die makroskopische Gleichmaßdehnung des Duplex-Gefüges ist aufgrund der geringen partiellen Gleichmaßdehnung des Martensits sehr niedrig, wie durch die Versuchsergebnisse (Bild 9) bestätigt wurde. Daß für Gefüge mit einem Martensitgehalt oberhalb des Perkolationspunktes ein starker Anstieg der makroskopischen Streckgrenze und Zugfestigkeit, wie man es zunächst aus Gleichung 31 und 34 erwartet, nicht auftritt, sollte auf die in Abhängigkeit vom Phasenvolumenanteil und Gefügetyp nicht konstanten partiellen Eigenschaften zurückzuführen sein. Im Bereich von $0{,}2 < f_{\alpha_M} < 0{,}4$ fällt die partielle Streckgrenze und Zugfestigkeit des Martensits sehr stark ab, da die Mischkristallhärtung durch den niedriger gelösten Kohlenstoffgehalt sehr viel geringer ist (Kapitel 4.2.1.). Weiterhin nimmt oberhalb des Perkolationspunktes des Martensits ebenfalls im Bereich $0{,}2 < f_{\alpha_M} < 0{,}4$ die partielle Zugfestigkeit des Ferrits stark ab, da eine Modifizierung dieser partiellen Eigenschaft wie im Dualphasen-Gefüge nicht stattfindet. Damit sollte sich nach Gleichung 34 mit den stark verringerten partiellen Zugfestigkeiten des Ferrits und des Martensits, wie es die Versuchsergebnisse zeigen, nur eine leichte Erhöhung der makroskopischen Zugfestigkeit im Vergleich zum Dualphasen-Gefüge ergeben.

Folgerung: Die erörterten Verformungsmechanismen anhand der Modelle beschreiben die makroskopischen Eigenschaften der Ferrit-Martensit Gefüge im Zugversuch bis zu einem Martensitgehalt $f_{\alpha_M} < 0{,}75$. In den untersuchten Gefügen mit $f_{\alpha_M} > 0{,}75$ bildet der Ferrit kein Gerüst mehr, sondern die Ferritkörner liegen als Inseln in einer Martensitmatrix. Das Verformungsvermögen wird aus den gleichen Gründen wie im Duplex-Gefüge, der Martensit bildet als Phase mit der höheren partiellen Festigkeit und niedrigeren Duktilität ein Gerüst, ausschließlich durch die partielle Verformungsfähigkeit des Martensits bestimmt und ist damit sehr gering. Da in dieser Untersuchung der Schwerpunkt auf der Optimierung der Verformungsfähigkeit von Ferrit-Martensit Gefügen liegt, wird auf eine quantitative Erörterung des Verformungsmechanismus dieser Gefüge mit dem Konzept der partiellen Eigenschaften verzichtet.

Mit dem Verständnis der Beeinflussung der Formänderungsfestigkeit und -fähigkeit eines Stahls mit 0,11 Gew. % C durch die Gefügetopologie ergibt sich die Möglichkeit, über die Gefügetopologie Eigenschaften gezielt einzustellen und zu optimieren. Die Kombination, in der sich die Eigenschaften in den untersuchten Ferrit-Martensit Gefügen ergeben, wird bestimmt durch das in Abhängigkeit von der Gefügetopologie unterschiedliche Zusammenwirken der Gefügeelemente. Für die in der Einleitung dargestellten Anwendungsbereiche werden von den untersuchten Stählen als Fertigungseigenschaft eine gute Kaltumformbarkeit und als Gebrauchseigenschaft eine hohe statische Festigkeit nach der plastischen Verformung gefordert. Bedingt durch die zuvor diskutierten Faktoren wird die weitaus beste Kombination dieser Eigenschaften in einem Dualphasen-Gefüge erreicht. In einem Gefüge mit einem Martensitgehalt oberhalb des Perkolationspunktes läßt sich zwar, wie mit dem Duplex-Gefüge gezeigt, eine weitere leichte Erhöhung der statischen Festigkeit erzielen. Gleichzeitig tritt jedoch auch ein drastischer Abfall in der Verformbarkeit auf. Bezogen auf den Anwendungsfall weisen damit diese Gefüge eine sehr viel schlechtere Kombination der geforderten Eigenschaften auf.

### 4.2.3. Einfluß des P-Zusatzes und der Korngröße im Dualphasen-Gefüge

Mit dieser Erkenntnis als Ausganspunkt wurde in einer zweiten Meßreihe ermittelt, welche Änderungen sich im Festigkeits- und Verformungsverhalten eines Dualphasen-Gefüges mit einem optimalen Martensitgehalt $f_{\alpha_M} = 0{,}25$ ergeben

- in Abhängigkeit von einer Variation der Eigenschaften der Gefügeelemente aufgrund eines P-Zusatzes.
- in Abhängigkeit von der Korngröße.

Die experimentell ermittelten Änderungen werden im folgenden diskutiert.

P-Zusatz: Ein Vergleich der Bruchbilder der Dualphasen-Gefüge mit 0 bis 0,98 Gew. % P (Bild 15 und 16) macht deutlich, daß der Verformungs- und Bruchmechanismus der Legierung mit 0,24 und 0,98 Gew. % P nicht mit dem der Basislegierung identisch sind. Während das Dualphasen-Gefüge mit 0,1 % P das gleiche Bruchverhalten wie die Basislegierung aufweist und damit die Gleichungen 19 bis 27 auch für diese Legierung gültig sind, wird im Dualphasen-Gefüge mit 0,24 % P ein vereinzeltes und im Gefüge mit 0,98 % P ein vollkommenes Aufreißen der Phasengrenzen beobachtet. Eine sichtbare Verformung des Martensits tritt auch in den Dualphasen-Gefügen mit P-Zusatz nicht auf. Damit muß für die Dualphasen-Gefüge mit 0,24 und 0,98 % P anstelle von Gleichung 20 vorausgesetzt werden:

$$\bar{R}_{p\alpha} < \bar{R}_{m\alpha\alpha_M} < \bar{R}_{m\alpha} < \bar{R}_{p\alpha_M} \qquad (35)$$

Für diese hochphosphorhaltigen Legierungen müssen also neben den partiellen Eigenschaften der Phasen auch die partiellen Eigenschaften der Phasengrenzen mit in die Betrachtung einbezogen werden. Die makroskopische Streckgrenze der Dualphasen-Gefüge (Gleichung 21) bleibt von der geänderten Voraussetzung in Gleichung 35 unbeeinflußt. Sie wird in allen Legierungen weiterhin durch die partielle Streckgrenze des Ferrits bestimmt. Da

der Phosphor in den Dualphasen-Gefügen vorwiegend im Ferrit gelöst ist, wird aufgrund der Mischkristallhärtung [33] die partielle Streckgrenze des Ferrits und damit die Streckgrenze der Dualphasen-Gefüge mit zunehmendem P-Gehalt erhöht. Weiterhin wird durch den gelösten P-Gehalt im Ferrit [34] das Verfestigungsvermögen des Ferrits stark erhöht. In den Dualphasen-Gefügen mit dem groben Korn addiert sich die P-bedingte Verfestigung zu der Verfestigung der Basislegierung, während in den feinkörnigen Dualphasen-Gefügen mit steigendem P-Gehalt eine additive Verfestigung kaum auftritt. Die Ursache für die unterschiedliche Additivität in Abhängigkeit von der Korngrösse konnte nicht geklärt werden, denn entsprechend früheren Untersuchungen an anderen Werkstoffen [32] sollte auch in dem feinkörnigen Gefüge eine Additivität zu erwarten sein. Die zusätzliche Verfestigung führt in dem Dualphasen-Gefüge mit dem groben Korn bis zu dem Punkt zu einer Erhöhung der makroskopischen Zugfestigkeit und Gleichmaßdehnung, wo vor Erreichen der partiellen Zugfestigkeit und Gleichmaßdehnung im Ferrit aufgrund einer Versprödung die Phasengrenzen $\alpha\alpha_M$ aufreißen (Gleichung 35). Oberhalb dieses Punktes werden die makroskopischen Eigenschaften der Dualphasen-Gefüge mitbestimmt durch die partielle Zugfestigkeit der Phasengrenzen. Zu einem sofortigen Bruch können die aufgerissenen Phasengrenzen zwar nicht führen, da aufgrund der speziellen Gefügetopologie ($\Delta$ = 0) der Riß auf den Phasengrenzen keinen Pfad durch den Probenquerschnitt findet. So weist in den Dualphasen-Gefügen mit 0,24 % P der die Matrix bildende Ferrit noch eine hinreichend große Duktilität auf, als daß die an den Phasengrenzen auftretenden Risse nicht im Ferrit weiterlaufen, bevor dieser seine partielle Zugfestigkeit und Gleichmaßdehnung erreicht hat (Bild 34). Damit weisen die Dualphasen-Gefüge mit 0,24 % P noch eine makroskopische Zugfestigkeit und Gleichmaßdehnung auf, die die der Basislegierung übertreffen. In den Gefügen mit 0,98 % P reißen die versprödeten Phasengrenzen auf, direkt nachdem im Ferrit die plastische Verformung einsetzt. Durch den hohen gelösten P-Gehalt ist auch der Ferritmischkristall versprödet, und die Risse an den Phasengrenzen leiten mit

ihren scharfen Kerben an der Rißspitze einen transkristallinen Spaltbruch im Ferrit ein. Die Dualphasen-Gefüge mit 0,98 % P brechen wegen der nachteiligen versprödenden Wirkung des Phosphors fast verformungslos, ohne daß eine hohe Gleichmaßdehnung und Zugfestigkeit, die aufgrund des hohen Verfestigungsvermögens theoretisch möglich wären, erreicht werden (Bild 35). Es gilt:

$$R_m = \bar{R}_{m\alpha\alpha_M} \qquad (36)$$

Die Zugfestigkeit des Dualphasen-Gefüges mit 0,98 % P wird bestimmt durch die Festigkeit der Phasengrenzen $\alpha\alpha_M$. Daß mit zunehmendem P-Gehalt die Brucheinschnürung abnimmt, ergibt sich, wie die elektronenmikroskopischen Bilder 17a-c zeigen, aus dem Einfluß des Phosphors auf das Gleitverhalten. Es zeigt sich, daß mit zunehmendem P-Gehalt die Gleitmöglichkeiten der Versetzungen im Ferrit beschränkt werden, wie es auch schon in einer früheren Arbeit beobachtet wurde [35]. Damit wird die Verformungsfähigkeit der Dualphasen-Gefüge nach dem Einschnüren reduziert.

Korngröße: Wie den Versuchsergebnissen zu entnehmen ist, beeinflußt eine Änderung der Korngröße in den Dualphasen-Gefügen den Beginn der plastischen Verformung, die Streckgrenze, kaum. Zur Erklärung der geringen Beeinflussung sollen die Bedingungen [65] betrachtet werden, die allgemein für den Beginn der plastischen Verformung erfüllt sein müssen. Die erste Bedingung ist, daß in dem zu verformenden Material bewegliche Versetzungen vorhanden sein müssen. Wie schon erörtert, liegen im Dualphasen-Gefüge bewegliche Versetzungen vor Beginn der plastischen Verformung vor. Im Gegensatz zu einem Ferrit-Perlit [65] besteht nicht die Notwendigkeit, daß für den Beginn der plastischen Verformung Versetzungen an einer Versetzungsquelle wie den Korngrenzen freigesetzt werden müssen. Von daher wird kein Einfluß der Korngrenzen im Dualphasen-Gefüge zu erwarten sein. Die zweite Bedingung ist, daß die plastische Verformung sich über die Korngrenzen hinweg, die als Hindernis wirken, ins Nachbarkorn ausbreiten kann. In den Dualphasen-Stählen scheint hier mit abnehmender Korngröße der Widerstand trotz der höheren

Grenzflächendichte kaum zuzunehmen. Dieses Verhalten steht im Widerspruch zu dem Korngrenzeneinfluß in vielen anderen Werkstoffen [65].

In den Dualphasen-Gefügen ist der Einfluß der Korngröße auf den plastischen Bereich der Spannungs-Dehnungskurve sehr ausgeprägt. Das Verfestigungsvermögen, die Gleichmaßdehnung und die Zugfestigkeit steigen mit abnehmender Korngröße an. Aufschluß über diesen Einfluß kann aus der in Gleichung 27 gezeigten Formel von Ashby gewonnen werden: $d\sigma/d\varepsilon \sim \sqrt{f_{\alpha_M}/D_{\alpha_M}}$. Die Formel beschreibt den Einfluß harter und grober inselförmiger Zweitphasen Einlagerungen auf das Verfestigungsvermögen einer weichen Matrix, wie es im Dualphasen-Gefüge gegeben ist. Sie sagt vorher, daß bei einem gegebenenen Volumenanteil der zweiten Phase die Verfestigungsfähigkeit der Gefüge mit abnehmender Korngröße der zweiten Phase ansteigt. Diese Aussage wird durch die Ergebnisse der Dualphasen-Gefüge mit 0 und 0,1 % P unterstützt. Ein Anstieg des Verfestigungsvermögens erhöht zum einen den Widerstand des Materials gegen ein Einschnüren und damit die Gleichmaßdehnung und führt andererseits zu einem höheren Spannungsniveau nach der plastischen Verformung, d. h. zu einer höheren Zugfestigkeit. Gleichzeitig steigt mit abnehmender Korngröße die Verformungsfähigkeit nach dem Einschnüren, wie der starke Anstieg der Brucheinschnürung zeigt.

Die Ursache für den abnehmenden Korngrößeneinfluß mit steigendem P-Gehalt in dem Dualphasen-Gefüge konnte nicht gedeutet werden.

Folgerung: Hinsichtlich der Beeinflussung der mechanischen Eigenschaften eines Dualphasen-Gefüges durch Korngröße und Mischkristallhärtung zeigt sich eine gewisse gegenseitige Ersetzbarkeit dieser beiden Parameter. In einem Dualphasen-Gefüge mit $D_\alpha$ = 50 µm führt eine Kornfeinung um den Faktor 10 wie auch ein Phosphorzusatz von ca. 0,2 Gew. % zu der gleichen Erhöhung des Verfestigungsvermögens, der Gleichmaßdehnung und der Zugfestigkeit. Es zeigt sich weiterhin, daß nach Anwenwendung der Kornfeinung in einem Dualphasen-Gefüge mit $D_\alpha$ = 5 µm diese Eigenschaften durch einen P-Zusatz, d. h. durch

eine Kombination von Feinkornhärtung und Mischkristallhärtung, kaum gesteigert werden. Die Streckgrenze der Gefüge läßt sich nur durch die Mischkristallhärtung, den P-Zusatz, steigern. Bei der Bewertung der beiden Parameter schneidet die Feinkornhärtung besser ab. Denn mit abnehmender Korngröße wird die Brucheinschnürung, ein Maß für die Gesamtverformbarkeit des Dualphasen-Gefüges stark erhöht, während mit zunehmendem P-Gehalt die Brucheinschnürung abfällt. Für die Praxis ist eine hohe Einschnürung insofern von Bedeutung, als daß der Werkstoff nach Oberschreiten der Gleichmaßdehnung nicht sofort durch Bruch versagt. Deshalb sollte eine Mischkristallhärtung durch P nur in dem Maße durchgeführt werden, daß gerade eine geforderte Streckgrenze erreicht wird.

## 4.3. Umformverhalten im Erichsen-Versuch

Anhand des Erichsen-Versuchs sollte die Aussagefähigkeit der im Zugversuch bestimmten Kennwerte hinsichtlich einer Kaltumformung, die praxisnäher als im Zugversuch ist, ermittelt werden. Der Erichsen-Versuch stellt eine Streckziehbeanspruchung dar, d. h. die Verformung erfolgt aus der Blechdicke. Aus dem Radius der verformten Bereiche der verschiedenen Gefüge um den Kugelkolottenmittelpunkt, wie die lichtmikroskopischen Bilder sie zeigen, läßt sich qualitativ eine Aussage über die Dickenabnahme in diesem Bereich machen. Der Martensit mit seinem großen Streckgrenzenverhältnis, seinem geringen Verfestigungsvermögen und seiner geringen Gleichmaßdehnung weist, wie der kleine Radius des verformten Bereiches zeigt, eine konzentrierte plastische Verformung um den Kugelmittelpunkt auf. D. h. es tritt in diesem Bereich eine große Dickenabnahme des Bleches auf.

In den Dualphasen-Gefügen mit einem geringen Streckgrenzenverhältnis, einem hohen Verfestigungsvermögen und einer hohen Gleichmaßdehnung verteilt sich die Verformung in einem sehr viel größeren Abstand um den Kugelkolottenmittelpunkt. Bei gleicher Tiefung wird sich in diesen Gefügen durch die Verteilung der plastischen Verformung über einen größeren Bereich

zwangsläufig eine sehr viel geringere Dickenabnahme als im Martensit ergeben. Als ein direktes qualitatives Maß für den Grad der Dickenabnahme in dieser speziellen Kaltumformung ergibt sich also das Streckgrenzenverhältnis, das Verfestigungsvermögen und die Gleichmaßdehnung, wie sie im Zugversuch ermittelt wurden. Diese Kenngrößen sind für die Blechumformung von großer praktischer Bedeutung, weil in Ziehteilen eine optimale Lastübertragung nur bei möglichst geringen Blechdickenunterschieden gewährleistet ist.

Die quantitativ bestimmten Tiefungswerte der untersuchten Gefüge ergeben sich in der Reihenfolge wie ihre entsprechenden Brucheinschnürungen im Zugversuch. Über diesen Kennwert läßt sich also, allerdings wegen der fehlenden Proportionalität auch nur qualitativ, eine Bewertung der Umformfähigkeit der Gefüge bis zum Bruch vornehmen. Mit diesen Beobachtungen wird dargestellt, in welcher Weise die Zugversuchskennwerte Aussagen zur Umformfähigkeit unter praxisnäheren Bedingungen machen.

## 4.4. Kerbschlagbiegeversuch

Das Kraft-Weg Diagramm des Kerbschlagbiegeversuchs entspricht grundsätzlich dem Kraft-Verlängerungs Diagramm des Zugversuchs. Der gemessene Weg wie die gemessene Verlängerung werden bestimmt durch die Duktilität des Werkstoffs. Die Ergebnisse zeigen, daß in Abhängigkeit vom Prüfverfahren allerdings einige Gefüge, wie z. B. das Dualphasen-Gefüge mit 0; 0,1 und 0,24 % P, eine grundsäztlich unterschiedliche Duktilität aufweisen. Die Ursache hierfür liegt in der unterschiedlichen Beanspruchungsart des Werkstoffs. Unterschiede sind gegeben durch die Verformungsgeschwindigkeit, die im Kerbschlagbiegeversuch um den Faktor $10^4$ größer als im Zugversuch ist, und die Belastungsart, die in einer Kerbschlagprobe zu einem höheren Mehrachsigkeitsgrad des Spannungszustandes führt als in einer Zugprobe. Sowohl mit steigender Verformungsgeschwindigkeit wie mit wachsender Mehrachsigkeit des Spannungszustandes wird die Übergangstemperatur, bei der der Übergang vom duktilen zum spröden Bruch stattfindet und die deshalb ein Kriterium der Sprödbruchneigung ist, zu höheren Temperaturen verschoben [66].

In dieser Untersuchung wurden die Übergangstemperaturen für das grobkörnige Dualphasen-Gefüge im Kerbschlagbiegeversuch gemessen. Da sie für alle Legierungen weit über Raumtemperatur liegen, erklärt sich, daß die Gefüge bei RT durch einen Sprödbruch versagen. Weil die Dualphasen-Gefüge bis 0,24 Gew. % P einen transkristallinen Spaltbruch aufweisen, kann eine Versprödung der Korngrenzen durch P-Segregation nicht stattgefunden haben. Hierzu wurde in einer Untersuchung des Segregationsgleichgewichts [67, 68]

$$P \text{ (gelöst)} \rightleftarrows P \text{ (an den Korngrenzen)} \qquad (37)$$

gezeigt, daß in einer Fe-P-Legierung mit P-Massengehalten bis 0,33 % bei Glühtemperaturen zwischen 350 und 800 °C das Gleichgewicht sich mit der Gleichung nach Langmuir-McLean

$$\log \frac{\theta}{1-\theta} = \frac{1791}{T[^{\circ}K]} - 0{,}621 + \log X_P \text{ [Gew. \%]} \qquad (38)$$

beschreiben läßt. $\theta$ ist der Bedeckungsgrad der Korngrenze, d. h. der Anteil von P in einer Monolage. Für eine Glühtemperatur von 780 °C, wie sie der Glühtemperatur der Dualphasen-Stähle im ($\alpha+\gamma$)-Gebiet entspricht, ergibt sich für 0,24 % P der Bedeckungsgrad $\theta$ zu 0,74. Weiterhin zeigt nun jedoch die Untersuchung, daß durch Drittelemente wie C und Si in Gehalten von wenigen Zehntelprozent, wie sie auch die Stähle dieser Arbeit enthalten, der Bedeckungsgrad $\theta$ um ca. 60 - 70 % verringert wird. Damit ergibt sich in den Dualphasen-Stählen mit 0,24 % P der Bedeckungsgrad $\theta$ schätzungsweise zu 0,25. Er scheint nicht hinreichend zu sein, als daß im Kerbschlagversuch bei RT in den Dualphasen-Gefügen mit 0,24 % P die $\alpha\alpha$-Korngrenzen aufreißen.

Der P-Zusatz führt aber in den Dualphasen-Gefügen aufgrund seiner starken mischkristallhärtenden Wirkung zu einer zunehmenden Versprödung des Ferrits, wie die erhebliche Erhöhung der Übergangstemperatur mit zunehmendem P-Zusatz zeigt.

Die Übergangstemperatur der feinkörnigen Dualphasen-Gefüge wurde nicht bestimmt. Mit einer Feinkornhärtung wird, wie in einer früheren Arbeit [66] gezeigt wurde, die Übergangstemperatur gesenkt. Daß sie allerdings auch in den feinkörnigen Dualphasen-Gefügen aller Legierungen im Kerbschlagbiegeversuch oberhalb RT liegt, läßt sich aus dem transkristallinen Sprödbruch der Gefüge bei RT schließen. Demgegenüber deuten das duktile Bruchverhalten und die hohe Kerbschlagarbeit des Ferrit-Perlit Gefüges mit 0 % P an, daß die Übergangstemperatur dieses Gefüges unterhalb RT liegt. Die Ursache hierfür könnte der geringe gelöste Kohlenstoffgehalt und damit die geringe Mischkristallhärtung im Ferrit sein. Denn im Ferrit-Perlit Gefüge liegt im Gleichgewichtszustand der Kohlenstoff weitgehend in der Zementitphase gebunden vor, während im Dualphasen-Gefüge der Kohlenstoff im Ferrit und Martensit vollkommen gelöst ist. Mit einer Zugabe von P wird jedoch auch in Ferrit-Perlit Gefügen, wie der Sprödbruch zeigt, aufgrund der Mischkristallverfestigung die Übergangstemperatur über RT aufgehoben.

Mit diesem Ergebnis zeigt also der Kerbschlagbiegeversuch, daß die Verfestigungsmechanismen durch P-Gehalte bis 0,24 Gew. %, die im Zugversuch bei einer kleinen Verformungsgeschwindigkeit noch teilweise eine Verbesserung der Umformbarkeit der Gefüge bewirken, bei einer hohen Verformungsgeschwindigkeit zu einer starken Sprödbruchanfälligkeit führen.

## 4.5. Ermüdungsverhalten

Die Ergebnisse im Umlaufbiegeversuch lassen deutlich die günstige Wirkung der Gefügetopologie des Dualphasen-Gefüges nicht nur auf die Kombination von statischer Festigkeit und Verformbarkeit, sondern auch auf die Wechselfestigkeit erkennen. Werden die Gefüge untereinander beurteilt durch ihr Verhältnis $\sigma_{bW}/R_p$ (Ferrit-Perlit: $R_p = R_{eH}$), so zeigt sich, daß im feinkörnigen Dualphasen-Gefüge mit einem Verhältnis von 1,75 und im grobkörnigen Dualphasen-Gefüge mit einem Verhältnis von 1,42 die Wechselfestigkeiten deutlich oberhalb der Spannung liegen, wo im Zugversuch die plastische Verformung beginnt.

Im Ferrit-Perlit ergibt sich $\sigma_{bW}/R_{eH}$ zu 0,85 und der reine Martensit weist ein Verhältnis $\sigma_{bW}/R_p$ von 0,74 auf. Werden die Wechselfestigkeiten $\sigma_{bW}$ der Gefüge auf die Zugfestigkeit $R_m$ bezogen, so ändert sich für dieses Verhältnis die Reihenfolge der Gefüge in folgender Weise. Das Ferrit-Perlit Gefüge weist mit $\sigma_{bW}/R_m$ = 0,46 das beste Verhältnis gegenüber den Dualphasen-Gefügen mit $\sigma_{bW}/R_m$ = 0,39 und dem Martensit mit $\sigma_{bW}/R_m$ = 0,32 auf. Die Kopplung der Ergebnisse aus dem Zug- und dem Umlaufbiegeversuch ist problematisch [69]. Eine Ähnlichkeit zwischen den Vorgängen in beiden Versuchen ist insofern zu erwarten, als daß das Verhalten der Gefüge durch die Versetzungsbeweglichkeit und die Wechselwirkung der Versetzungen bestimmt wird. Die Vorgänge, welche die Wechselfestigkeit bestimmen, sind die Bildung und Ausbreitung von Ermüdungsrissen. Hierzu wurde gezeigt [70], daß die Rißbildung im Ferrit-Perlit und in den Dualphasen-Gefügen bei hoher Lastspielzahl ($>10^6$) in gleicher Weise transkristallin im Ferrit auftritt. Die Phasengrenzen zwischen dem weichen Ferrit und dem harten Martensit erweisen sich hinsichtlich der Rißbildung nicht als kritisch. Damit ist zu erwarten, daß die hohe Verfestigung des Ferrits in den Dualphasen-Gefügen, wie sie im Zugversuch erörtert wurde, die Rißbildung und -ausbreitung in diesen Gefügen erschwert und damit die Wechselfestigkeit dieser Gefüge erhöht. Die Ergebnisse des Versuchs bestätigen dieses erwartete Verhalten. Das Verhältnis $\sigma_{bW}/R_p$ ergibt sich in den Gefügen in der Reihenfolge, wie es ihrem Verfestigungsvermögen entspricht.

## 4.6. Zukunftsaussichten des Dualphasen-Stahls

Für eine Anwendung der Dualphasen-Stähle in der Praxis ist die Frage der Wirtschaftlichkeit dieser Stähle entscheidend. Sie läßt sich zunächst zurückführen auf das Verhältnis von Verbesserung ihrer mechanischen Eigenschaften zur Erhöhung des Aufwandes bei ihrer Herstellung im Vergleich zu anderen Stahltypen. Mit den vorliegenden Kenntnissen zur Herstellung und zu den mechanischen Eigenschaften dieses Stahls soll im folgenden unter diesem Aspekt eine Antwort auf die Zukunftsaussichten des neuen Stahltyps gegeben werden.

Der Aufwand bei der Herstellung eines Dualphasen-Gefüges ist im Zusammenhang der Systemdarstellung in Bild 36 zu erkennen. Ein feinkörniges Dualphasen-Gefüge, wie es sich hinsichtlich der mechanischen Eigenschaften als optimal erwiesen hat, läßt sich durch eines der folgenden zwei thermomechanischen Verfahren herstellen:

a) interkritisches Glühen
b) kontrolliertes Walzen

Im Fall a) werden die Kosten festgelegt durch den Energieaufwand für das Erhitzen in das ($\alpha+\gamma$)-Gebiet und die erforderlichen, genau regulierbaren Öfen.

Im Fall b) wird der Aufwand bestimmt durch die äußerst genaue Abstimmung von Verformung, Temperatur und Zeit beim Durchlauf durch das ($\alpha+\gamma$)-Gebiet.

Die Legierungselemente dieser Stähle haben zweierlei Funktion. Zum einen sollen sie die Gefügeeinstellung günstig beeinflussen. Erwähnt wurde, daß z. B. Si und P das ($\alpha+\gamma$)-Gebiet aufweiten. Dies bedeutet für die Praxis, daß die Glühtemperaturen zur Einstellung des optimalen Martensitvolumenanteils von ca. 25 Vol. % weniger genau eingehalten werden müssen. Ferner ermöglicht ein Zusatz von Mo und V aufgrund der besseren Durchhärtbarkeit des Austenits die Herstellung von dickeren Blechen. Die andere Wirkung der Legierungselemente betrifft die Fertigungs- und Gebrauchseigenschaften. Si und P erhöhen die Verfestigungsfähigkeit der ferritischen Matrix und damit - unter günstigen Voraussetzungen - die Verformbarkeit und Zugfestigkeit der Dualphasen-Stähle. Die Kosten für Legierungselemente sind z. B. im Falle von Mo und V nicht vernachlässigbar. Die Legierungselemente Si und P dagegen stehen preiswert und in großen Mengen zur Verfügung. Aus dieser Beobachtung läßt sich qualitativ sagen, daß der Aufwand zur Herstellung eines Dualphasen-Stahls den Aufwand zur Herstellung herkömmlicher Stähle mit gleicher Kaltumformbarkeit sicher übertrifft.

Bei der Bewertung der mechanischen Eigenschaften des Dualphasen-Stahls im Vergleich zu den herkömmlichen Baustählen mit gleicher Kaltumformbarkeit steht als Gebrauchseigenschaft die erhöhte Festigkeit nach der Verformung im Vordergrund. Sie ermöglicht eine leichtere Gestaltung der Bauteile und damit eine Materialersparnis. Für eine Abschätzung der Zukunftsaussichten genügt es jedoch nicht, den geringen Materialeinsatz mit dem höheren Aufwand der Herstellung in Verbindung zu setzen. Mit dem geringeren Materialeinsatz ergibt sich im Automobilbau eine Gewichtseinsparung bei den Fahrzeugen. Der hierdurch bedingte niedrigere Treibstoffverbrauch [71] im Zusammenhang mit den in letzter Zeit überproportional gestiegenen Treibstoffkosten begünstigt hier den Einsatz von Dualphasen-Stählen sehr.

Zusammenfassend kann festgestellt werden:

In Zukunft gilt es für den Dualphasen-Stahl Wege zur Erhöhung der Sprödbruchunempfindlichkeit zu finden, um die Sicherheitsansprüche zu erfüllen, und Wege für die schweißtechnische Verarbeitung aufzuzeigen. Damit hätte dieser neue Stahltyp mit seiner guten Kaltumformbarkeit, seiner hohen Festigkeit nach dem Verformen und seiner hohen Dauerfestigkeit vom wirtschaftlichen Standpunkt her eine gute Chance, in größeren Mengen Anwendung zu finden.

## 5. Zusammenfassung

Der Begriff Dualphasen-Stahl bezieht sich auf einen Stahltyp mit einem speziellen grob globularen Ferrit-Martensit Gefüge, der sich durch eine hervorragende Kombination von Verformungsfähigkeit und Zugfestigkeit auszeichnet. Es wird eine Definition des Dualphasen-Gefüges im Rahmen anderer zweiphasiger Gefüge mit Hilfe der Konzentrationen der Korn- und Phasengrenzen, sowie der Volumenanteile der Phasen gegeben. Dispersions-, Netz- und Duplex-Gefüge werden dazu als elementare Gefügetypen definiert. Ein Dualphasen-Gefüge enthält Kennzeichen von allen drei Elementartypen:

- Wie im Duplex-Gefüge ist die Anzahl der $\alpha$ und $\alpha_M$-Körner pro Volumen weitgehend gleich.
- Wie in einer Dispersion liegt die zweite Phase $\alpha_M$ isoliert in der Grundmatrix $\alpha$.
- Wie im Netz-Gefüge liegt die zweite Phase ausschließlich an den Korngrenzen der Grundmatrix $\alpha$.

Aus diesen Bedingungen ergibt sich der maximale Martensitgehalt in einem Dualphasen-Gefüge zu ca. 30 Vol. %.

Am Beispiel eines Ti-mikrolegierten Baustahls mit 0,11 Gew. % C werden die Bildungsmechanismen des Dualphasen-Gefüges untersucht. Es zeigt sich, daß Dualphasen-Gefüge hergestellt werden können durch

a) eine $\alpha$-Ausscheidung aus einem übersättigten $\gamma$-Mischkristall,
b) eine $\gamma$-Ausscheidung aus einem versetzungsreichen $\alpha_M$-Mischkristall.

In beiden Behandlungen ist der bestimmende Faktor für die Anordnung der zweiten Phase die hohe Aktivierungsenergie zur Bildung der $\alpha$-Phase in $\gamma$ oder umgekehrt. In der Behandlung a) bildet sich der Ferrit an Korngrenzenschnittpunkten des Austenits, d. h. die Korngröße des Austenits bestimmt die Korngröße des hergestellten zweiphasigen Gefüges. Wird der Werkstoff isotherm bei der Gleichgewichtstemperatur zur Ausscheidung von ca. 75 Vol. % $\alpha$ geglüht, so entsteht ein Dualphasen-Gefüge. Es lassen sich auf diese Weise Dualphasen-Gefüge mit einem sehr groben Korn herstellen.

In der Behandlung b) muß durch Kaltverformung eine so hohe Versetzungsdichte in den $\alpha_M$-Mischkristall eingebracht werden, daß in-situ Rekristallisation vor der Ausscheidung der $\gamma$-Phase auftritt. Die Knotenpunkte der hierbei gebildeten Subkorngrenzen, die in hoher Dichte und regelloser Verteilung auftreten, dienen als Plätze zur Phasenneubildung. Wird der Werkstoff isotherm bei der Gleichgewichtstemperatur zur Ausscheidung von ca. 25 % $\gamma$ geglüht, so entsteht ein sehr feinkörniges Dualphasen-Gefüge. Ist die eingebrachte Versetzungsdichte zu niedrig, so läuft in dem $\alpha_M$-Mischkristall nur Erholung ab. Bei zu hoher eingebrachter Versetzungsdichte setzt in dem $\alpha_M$-Mischkristall diskontinuierliche Rekristallisation ein. Die Anordnung der nachfolgend ausgeschiedenen $\gamma$-Phase entspricht in beiden Fällen nicht der Anordnung der Phasen im Dualphasen-Gefüge. Eine Variation der Behandlung b) ist die Kaltverformung eines zweiphasigen Gefüges, das sich durch $\gamma$-Ausscheidung aus einem unverformten, versetzungsarmen $\alpha_M$-Mischkristall gebildet hat. Bei nochmaligem Glühen ordnen sich durch in-situ Rekristallisation die beiden Phasen in der Weise an, wie es der Topologie des Dualphasen-Gefüges entspricht.

Durch die Untersuchung eines zweiten Mo-mikrolegierten Baustahls mit 0,11 % C und 0,5 % Si als Basislegierung und drei weiteren Stählen, die zusätzlich zu den Elementen der Basislegierung einen P-Zusatz von 0,1; 0,24 und 0,98 Gew.-% P enthalten, wird gezeigt, daß die Bildungsmechanismen des Dualphasen-Gefüges in allen Stählen identisch sind. Das Drittelement P übt insofern einen Einfluß auf die Wärmebehandlung aus, als daß es durch eine Aufweitung des ($\alpha$+$\gamma$)-Gebiets im Zustandsdiagramm die Gefügeherstellung vereinfacht.

In der Untersuchung des Formänderungsverhaltens des Stahls mit Dualphasen-Gefüge werden:

- durch vergleichende Zugversuche von diesem Stahl und Stählen mit anderen ferritisch-martensitischen Gefügen Beziehungen zwischen dem Gefügetyp und den entsprechenden mechanischen Eigenschaften aufgezeigt,
- der Einfluß der Korngröße und der Einfluß des Phosphors als Legierungszusatz auf die mechanischen Eigenschaften dieses Stahls aufgezeigt.

Im Vergleich von phosphorlosen Ferrit-Martensit Stählen unterschiedlichen Gefügetyps zeigt sich, daß der Stahl mit Dualphasen-Gefüge die beste Kombination von Zugfestigkeit und Verformungsfähigkeit aufweist. Der Einfluß der Gefügetopologie wird mit Hilfe des Konzepts der partiellen Eigenschaften, den Eigenschaften der Gefügeelemente erklärt. Dabei wird das Fließverhalten des Dualphasen-Stahls im Zugversuch durch eine Analogie zum reihenbelasteten Schichtverbund und das Fließverhalten des Duplex-Gefüges durch eine Analogie zum parallel belasteten Schichtverbund zusammenfassend besprochen. Mit dieser Analyse zeigt sich, daß im Dualphasen-Stahl ohne P-Zusatz Streckgrenze, Zugfestigkeit und Gleichmaßdehnung allein von den Eigenschaften des Ferrits im Gefüge abhängen. Im Vergleich zu den Eigenschaften des einphasigen Ferrit-Vielkristalls werden die partiellen Eigenschaften des Ferrits im Dualphasen-Stahl allerdings durch dem inselförmig eingebetteten globularen Martensit im Bereich der plastischen Verformung modifiziert. Da die harte Phase Martensit an der plastischen Verformung nicht teilnimmt, erhöht sie das Verfestigungsvermögen, die Zugfestigkeit und die Gleichmaßdehnung des Ferrits. Diese Wechselwirkung zwischen der harten Phase Martensit und der weichen Phase Ferrit im Dualphasen-Stahl erklärt seine typischen Eigenschaften, wie das geringe Streckgrenzenverhältnis, seine hohe Gleichmaßdehnung und seine hohe Zugfestigkeit.Die kritische Grenze für dieses Verformungsverhalten in den Ferrit-Martensit Stählen ist ein max. Martensitgehalt von ca. 30 Vol. %. Oberhalb dieser Grenze bildet die Phase Martensit ein zusammenhängendes Gerüst, d. h. es liegt ein Obergang zu einem vom Dualphasen-Gefüge abweichenden Gefügetyp vor. Wie am Beispiel des Duplex-Gefüges gezeigt wird, ist die Verformungsfähigkeit dieses Gefügetyps stark eingeschränkt. Denn die harte Phase Martensit muß zusammen mit $\alpha$ mitverformen, und ihre geringe Bruchdehnung ist damit bestimmend für diejenige dieses Gefügetyps.

Mit abnehmender Korngröße zeigen die Dualphasen-Stähle im Zugversuch eine Erhöhung des Verfestigungsvermögens, der Zugfestigkeit, der Gleichmaßdehnung und der Brucheinschnürung. Hinsichtlich der Erhöhung der Kennwerte erweist sich Ashby's Verfestigungstheorie für eine weiche Matrix mit einer groben, inselförmig

eingebetteten harten Phase gültig. Die Theorie sagt voraus, daß das Verfestigungsvermögen für ein solches Gefüge bei konstantem Volumenanteil proportional zu $1/\sqrt{D}$ ist, wobei D der Korndurchmesser der harten Phase ist.

In der Untersuchung des Einflusses eines P-Zusatzes auf die mechanischen Eigenschaften eines Dualphasen-Stahls zeigt sich, daß der Phosphor eine starke Mischkristallhärtung nur in der Phase Ferrit bewirkt. Streckgrenze, Verfestigungsvermögen, Zugfestigkeit und Gleichmaßdehnung werden im Dualphasen-Stahl durch Phosphorgehalte bis 0,3 Gew. % stark erhöht, da sie durch die partiellen Eigenschaften des Ferrits bestimmt werden. Es zeigt sich jedoch, daß die Mischkristallhärtung des Phosphors mit der Feinkornhärtung nicht additiv wirkt. Mit P-Zusätzen > 0,3 Gew. % tritt in den Dualphasen-Stählen eine starke Versprödung der Phasengrenzen und der Ferritphase auf. Ein Aufreißen der Phasengrenzen, bevor die partielle Verformungsfähigkeit der Phase Ferrit erschöpft ist, führt in den hochphosphorhaltigen Dualphasen-Stählen zu einer starken Abnahme der Zugfestigkeit und zu einem fast verformungslosen Bruch. In der Deutung des Fließverhaltens von hochphosphorhaltigen Dualphasen-Stählen werden deshalb im Gegensatz zu den phosphorlosen Stählen die Eigenschaften der Phasengrenzen mit in das Konzept der partiellen Eigenschaften einbezogen.

In Ergänzung zu den mechanischen Eigenschaften des Zugversuchs wird das Sprödbruchverhalten und die Schwingfestigkeit des Dualphasen-Stahls untersucht. Die an Kerbschlagbiegeproben durchgeführte Sprödbruchprüfung zeigt, daß bei RT sowohl die feinwie auch die grobkörnigen Dualphasen-Gefüge mit 0 bis 0,98 Gew.% P spröde brechen. Daß die Obergangstemperatur zum duktilen Bruch oberhalb RT liegt, wird auf die hohe Verformungsgeschwindigkeit in Verbindung mit dem hohen Gehalt an gelöstem Kohlenstoff und Phosphor in den Phasen Ferrit und Martensit zurückgeführt. Mit zunehmendem P-Gehalt von 0 auf 0,24 Gew. % P wird die Obergangstemperatur eines grobkörnigen Gefüges mit $\bar{D}_\alpha$ = 50 µm von +90 °C auf +160 °C verschoben.

In der Untersuchung des Ermüdungsverhaltens weisen schon die phosphorlosen fein- und grobkörnigen Dualphasen-Gefüge eine gute Wechselfestigkeit im Umlaufbiegeversuch auf, die dann als ungewöhnlich hoch anzusehen ist, wenn sie auf die Streckgrenze bezogen wird. Als Ursache hierfür wird das hohe Verfestigungsvermögen der Dualphasen-Stähle angesehen. Hiermit erklärt sich auch, daß in dem feinkörnigen Dualphasen-Stahl mit $\bar{D}_\alpha$ = 5 µm aufgrund seines bisherigen Verfestigungsvermögens die Wechselfestigkeit um 60 MPa höher als im grobkörnigen Dualphasen-Stahl mit $\bar{D}_\alpha$ = 50 µm liegt.

Mit den gewonnenen Ergebnissen werden die Möglichkeiten beurteilt, die sich für die Praxis zur Optimierung der Herstellverfahren und der mechanischen Eigenschaften eines Dualphasen-Stahls anbieten. Für den Einsatz des Dualphasen-Stahls als hochfesten Blechwerkstoff mit hoher Kaltumformbarkeit bietet sich ein möglichst feinkörniges Gefüge ohne P-Zusatz an. Eine kleine Korngröße wird realisiert durch eine thermomechanische Behandlung mit möglichst genauer Kontrolle von Verformung und Temperatur, um die geforderte Gefügetopologie exakt einzustellen. Eine Mischkristallhärtung durch einen P-Zusatz sollte wegen der nachteiligen versprödenden Wirkung für Gehalte > 0,3 Gew. % und wegen der allgemeinen Erhöhung der Sprödbruchanfälligkeit nur so weit angewendet werden, wie es eine Erhöhung der Streckgrenze erfordert. Die Zukunftsaussichten für den Einsatz von Dualphasen-Stählen in der Praxis werden abschließend abgeschätzt

## 6. Literatur


[1] F. B. PICKERING: "High-Strength, Low-Alloy Steels - A Decade of Progress", S. 9-31 in Proc. Microalloying 75, Washington D.C., Union Carbide, New York, 1977.

[2] M. F. ASHBY, D.R.H. JONES: "Materials and Energy in Car Design", S. 239-248 in 'Engineering Materials', Pergamon Press, Oxford 1980.

[3] L. MEYER, H. DE BOER: Thyssen Techn. Berichte (1977) 20.

[4] M. S. RASHID: General Motors Research Publication, GMR-2326, Febr. 1977.

[5] S. HAYAMI, T. FURUKAWA: "A Family of High-Strength Cold Rolled Steels", S. 311-320 in Proc. Microalloying 75, Washington D.C., Union Carbide, New York 1977.

[6] M. S. RASHID: SAE Reprint 760 206, Febr. 1976.

[7] M. S. RASHID: "Manufacture of Automotive Components from Dual-Phase Steels", S. 32-42 in Proc. of Seminar on "Dual-Phase Steel and Cold Pressing Vanadium Steels in the Automobil Industry", Vanitec, West-Berlin 1980.

[8] S. SATO, M. SHIOKAWA, T. FURUBAYASHI, K. YAMASAKI: Mem. Sc. Rev. Metall. 77 (1980) 237.

[9] H. FISCHMEISTER, J. O. HJÄLMERED B. KARLSSON, G. LINDÉN, B. SUNDSTRÖM: Proc. 3rd. International Conference on "The Strength of Metals and Alloys", Cambridge, Vol. 1, 1973, S. 621.

[10] B. KARLSSON und B. SUNDSTRØM: Mater. Sci. Eng. 16 (1974) 161.

[11] J. H. BUCHER, G. H. HAMBURG: SAE Preprint 770 164, 1977.

[12] J. W. MORROW, G. TITHER, R. M. Buck: Climax Report L-176-182, 1978.

[13] A. P. COLDREN, A. CORNFORD, J. R. HIAM, G. TITHER Climax Report L-176-181, 1978.

[14] Proc. AIME Symposium, "Formable HSLA and Dual-Phase Steels", ed. A. T. Davenport, Chicago, Illinois, Okt. 1977.

[15] Proc. AIME Sympsium, "Formable HSLA and Dual-Phase Steels", ed. R. K. Kot und J. W. Morris, New Orleans, Lousiana, Febr. 1979.

[16] G. THOMAS, J. Y. KOO: "Developments in Strong, Ductile Duplex Ferritic-Martensitic Steels", S. 183 in [16].

[17] E. C. BAIN, H. W. PAXTON: "Alloying elements in steels", ASM, Ohio, 1966.

[18] P. E. REPAS: SAE Preprint 790 008, Febr. 1979.

[19] A. P. COLDREN, G. TITHER: J. of Metals 30 (1978) 16.

[20] J. W. MORROW: Climax Report L-176-180, 1977.

[21] T. TANAKA, M. NISHIDA, K. HASHIGUCHI, T. KATO: "Formation and Properties of Ferrite Plus Martensite Duplex Structure", S. 221 in [15].

[22] J. REISSNER, H. MÖLDERS, E. PLÄNKER: Bänder Bleche Rohre 11 (1979) 487.

[23] R. G. DAVIES: Met. Trans. 9A (1978) 41.

[24] R. G. DAVIES: Met. Trans. 9A (1978) 451.

[25] S. T. MILEIKO: J. Mat. Sci. 4 (1969) 944.

[26] G. GARMONG, R. B. THOMPSON: Met. Trans. 4A (1973) 863.

[27] J. H. HOLLOMAN: Trans AIME 162 (1942) 268.

[28] J. TAMURA, Y. TOMOTA, M. OZAWA: S. 611 in Proc. 3rd Int. Conf. on "The Strength of Metals and Alloys", Cambridge, Vol. 1, 1973.

[29] G. R. SPEICH und R. C. MILLER: "Structure and Properties of Dual-Phase Steels", S. 145 in [15].

[30] J. GURLAND, P. BARDZIL: Trans. AIME 203 (1955) 311.

[31] E. HORNBOGEN: Z. Metallkde 64 (1973) 867.

[32] E. HORNBOGEN: Z. Metallkde 68 (1977) 455.

[33] G. LÜTJERING, E. HORNBOGEN: Z. Metallkde 59 (1968) S. 29.

[34] E. HORNBOGEN: Trans. ASM 56 (1963) 16.

[35] E. HORNBOGEN: Trans. AIME 218 (1960) 634.

[36] J. W. MORROW: Climax Report L-176-184, 1977.

[37] E. HORNBOGEN, E. MINUTH: Arch. Eisenhüttenwesen 44 (1973) 621.

[38] U. BRUCH, K. H. BOWE: Materialprüfung 19 (1977) 21.

[39] L. WAGNER: Konstruktiver Entwurf, Bochum, 1980.

[40] C. BROCK, E. HORNBOGEN, P. STRATMANN, H. THOMMEK: Arch. Eisenhüttenwesen 47 (1976) 513.

[41] P. STRATMANN: Dissertation, Bochum, 1978.

[42] M. PETERS: Dissertation, Bochum, 1980.

[43] R. VOGEL: Arch. Eisenhüttenw. 93 (1929) 369.

[44] E. HORNBOGEN: Fortschr. Miner. 50 (1973) 270.

[45] A. P. COLDREN, A. CORNFORD: "Development and Mill Trail of As-Rolled Dual-Phase Steels", S. 205-226 in [14].

[46] E. HORNBOGEN, U. KÖSTER: "Recrystallization of Two-Phase Alloys", S. 159-193 in "Recrystallization of Metallic Materials", ed. F. Haessner, Riederer-Verlag, Stuttgart, 1978.

[47] E. HORNBOGEN: Met. Trans. 10A (1979) 947.

[48] E. HORNBOGEN: "Rekristallisation und Korngröße ein- und mehrphasiger Legierungen", vorgetragen auf dem DGM-Symposium "Gefüge", Bad Nauheim, Nov. 1980.

[49] E. HORNBOGEN: Z. Metallkde 64 (1973) 867.

[50] E. HORNBOGEN: Prakt. Metallographie 5 (1969) 51.

[51] P. STRATMANN, E. HORNBOGEN: Stahl u. Eisen 99 (1979) 643.

[52] D. STAUFFER: Phys. Bl. 36 (1980) 124.

[53] CH. LANTUEJOUL: Mem. Sc. Rev. Met. 74 (1977) 329.

[54] W. THOMPSON: "Specification of Shape", S. 242 in 'Quantitative Stereology' ed. E. Underwood, Addison Wesley Publishing Company, Massachusetts, 1970.

[55] E. HORNBOGEN: "Hardening Mechanisms in High Strength Steels", S. 999 in Proc. of International Conference on the Science and Technology of Iron and Steel, ISIJ, Tokio, 1971.

[56] P. STRATMANN, E. HORNBOGEN: S. 607 in Proc. ICSMA 4, Nancy, 1977.

[57] E. HORNBOGEN, K. FRIEDRICH: Radex Rundschau (H. 1/2) (1980) 98.

[58] E. HORNBOGEN, K. FRIEDRICH: J. Mat. Sci. 15 (1980) 2175.

[59] H. FISCHMEISTER, B. KARLSSON: Z. Metallkde 68 (1977) 321.

[60] M. F. ASHBY: Phil. Mag. 21 (1970) 399.

[61] M. F. ASHBY: S. 137 in "Strengthening Methods in Crystals", ed. A. Kelly u. R. B. Nicholson, Elsevier, Amsterdam, 1971.

[62] B. KARLSSON, G. LINDÉN: Mater.Sci. Eng. 17 (1975) 209.

[63] G. R. SPEICH, W. C. LESLIE: Met. Trans. 4 (1973) 1873.

[64] F. LASSLO, H. NOLLE: J. Mech. Phys. Sol. 7 (1959) 193.

[65] W. DAHL, H. REES: "Festigkeitssteigerung durch Kornfeinung" in 'Grundlagen des Festigkeits- und Bruchverhaltens', ed. W. Dahl,, VDEh, Düsseldorf, 1976.

[66] H. BERNS: Z. Werkstofftech. 11 (1980) 145.

[67] G. TAUBER, H. J. GRABKE: Forschungsbericht: "Anreicherung von Fremdatomen in Korngrenzen von Eisen und Stahl", MPI, Düsseldorf, 1978.

[68] H. ERHART, H. J. GRABKE, R. MÖLLER: Arch. Eisenhüttenwes. 52 (1981) 451.

[69] D. MUNZ, K. SCHWALBE, P. MAYR: "Dauerschwingverhalten metallischer Werkstoffe", Vieweg, Braunschweig 1971.

[70] H. SOPART: Studienarbeit, Bochum, 1982.

[71] K. W. BLOMEL, W. MOSCHENBORN: Mem. Sc. Rev. Met. 77 (1980) 216.

## 7. Tabellen

| Legierung | Hersteller | C | Mn | Si | P | Mo | Ti | S | N | Al | L x B x H [mm] |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| 1 | Krupp | 0,11 | 1,17 | 0,08 | 0,008 | - | 0,1 | 0,014 | 0,007 | 0,03 | 800 x 250 x 5 |
| 2 | Climax | 0,11 | 1,54 | 0,49 | 0,004 | 0,15 | - | 0,006 | 0,005 | 0,05 | 400 x 160 x 16 |
| 3 | Climax | 0,12 | 1,52 | 0,50 | 0,10 | 0,15 | - | 0,006 | 0,005 | 0,03 | 400 x 160 x 16 |
| 4 | Climax | 0,11 | 1,55 | 0,52 | 0,24 | 0,15 | - | 0,006 | 0,005 | 0,03 | 400 x 160 x 16 |
| 5 | Climax | 0,11 | 1,61 | 0,58 | 0,98 | 0,15 | - | 0,006 | 0,006 | 0,05 | 400 x 160 x 16 |

Tabelle 1: Chemische Zusammensetzung der untersuchten Legierungen (Gew.%) und Abmessungen des Ausgangsmaterials

| Leg. Nr. | $Ac_1$ °C | $Ac_3$ °C | $Ar_1$ °C | $Ar_3$ °C | $\frac{V^{\alpha-\gamma}}{V_\alpha}$ \| 400 °C |
|---|---|---|---|---|---|
| 1 | 730 | 870 | 606 | 770 | 0,016 |
| 2 | 731 | 866 | 610 | 768 | 0,018 |
| 2 | 734 | 905 | 617 | 786 | 0,018 |
| 4 | 736 | 930 | 618 | 809 | 0,018 |
| 5 | 745 | - | 625 | - | - |

Tabelle 2: Umwandlungstemperaturen und die mit der Phasenumwandlung verbundenen Volumenänderungen der Leg. 1 - 5.

| Behandlungs-modus | Leg. Nr. | $R_p$ MPa | $R_{p0,2}$ MPa | $R_m$ MPa | $A_g$ % | A % | Z % |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| kontinu-ierlich ($\bar{D}_\alpha$ = 50 um) | 2 | 183 | 385 | 667 | 9,0 | 13,2 | 25 |
| | 3 | 209 | 393 | 725 | 11,8 | 15,5 | 33 |
| | 4 | 217 | 451 | 799 | 12,9 | 16,2 | 18 |
| | 5 | 220 | 635 | (635) | (0,2) | (0,2) | 1 |
| interkritisch zweistufig ($\bar{D}_\alpha$ = 5 um) | 2 | 184 | 405 | 824 | 12,2 | 21,1 | 86 |
| | 3 | 205 | 406 | 845 | 12,3 | 20,0 | 38 |
| | 4 | 218 | 430 | 854 | 12,5 | 14,5 | 23 |

Tabelle 3: Zugversuchskennwerte der Dualphasen-Gefüge

a)

| Gefüge | Leg. Nr. | $R_p$ MPa | $R_{p0,2}$ MPa | $R_m$ MPa | $A_g$ % | A % | Z % |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| Martensit | 2 | 481 | 889 | 1152 | 3,2 | 12,0 | 51 |
| | 3 | 483 | 894 | 1222 | 3,8 | 14,0 | 53 |
| | 4 | 486 | 941 | 1289 | 4,0 | 12,3 | 48 |

b)

| Gefüge | Leg. Nr. | $R_p$ | $R_{eH}$ MPa | $R_m$ MPa | $A_g$ % | A % | Z % |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| angelassener Martensit | 2 | | 452 | 558 | 9,2 | 24,5 | 77 |
| | 3 | | 528 | 637 | 10,1 | 28,0 | 77 |
| | 4 | | 623 | 743 | 10,4 | 28,3 | 73 |
| Ferrit-Perlit | 2 | | 250 | 453 | 17,5 | 32,5 | 73 |
| | 3 | | 330 | 518 | 19,2 | 36,0 | 72 |
| | 4 | | 390 | 572 | 19,8 | 36,1 | 67 |
| | 5 | | 560 | 590 | 0,5 | 0,5 | 1 |

Tabelle 4a und b: Zugversuchskennwerte der herkömmlichen Gefüge Martensit, angelassener Martensit und Ferrit-Perlit

8. Bilder

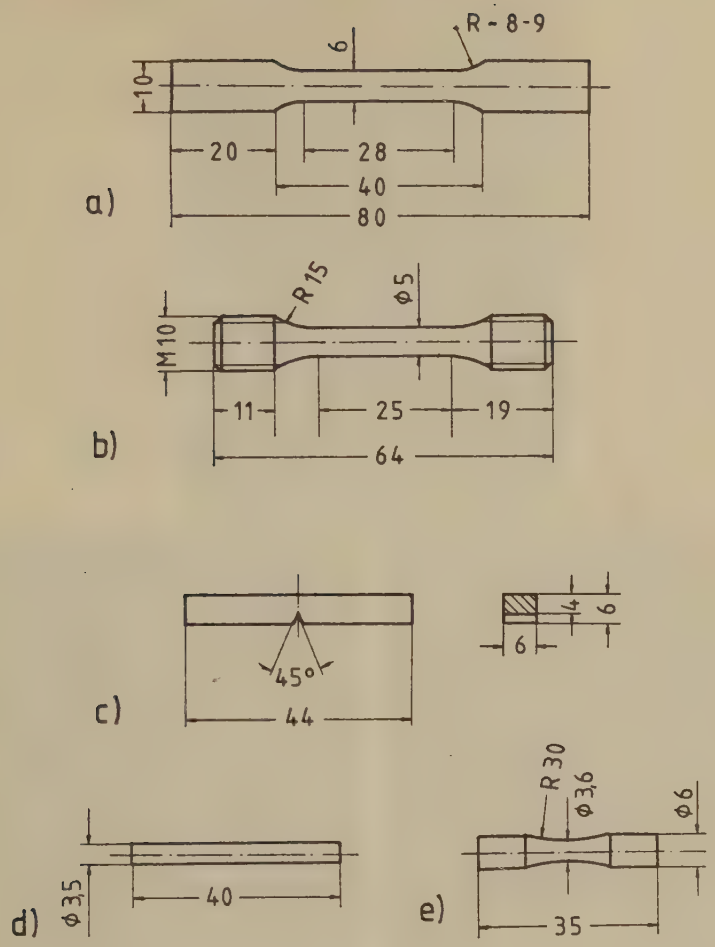



Bild 1 Verwendete Probenformen
a) Flachzugprobe
b) Rundzugprobe
c) Kerbschlagprobe
d) Dilatometerprobe
e) Umlaufbiegeprobe

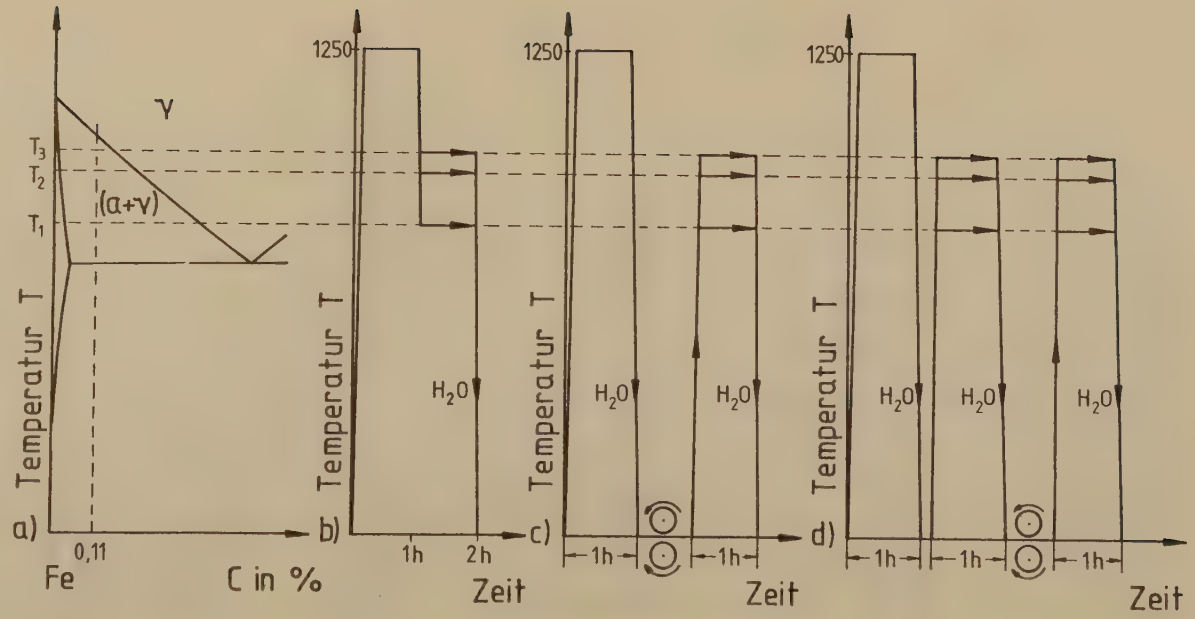



Bild 2 a) Halbschematisches Fe-C-Zustandsdiagramm und Herstellung von ferritisch-martensitischen Gefügen mit 25 ($T_1$), 50 ($T_2$) und 75 ($T_3$) Vol. % Martensit (Rest Ferrit) nach dem

b) kontinuierlichen Verfahren

c) interkritischen einstufigen Verfahren

d) interkritischen zweistufigen Verfahren

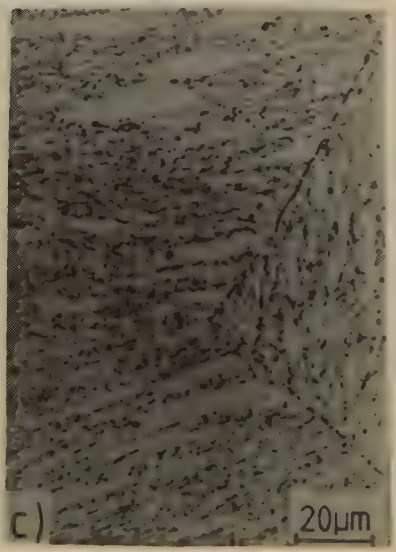



Bild 3 Herkömmliche Gefüge der Leg. 1:
a) Ferrit-Perlit (1 h 1250 °C $\xrightarrow{2\ ^{\circ}C/min}$ 20 °C)
b) Martensit (1 h 1250 °C/$H_2O$)
c) angelassener Martensit (1 h 1250 °C/$H_2O$/1 h 700 °C/$H_2O$)

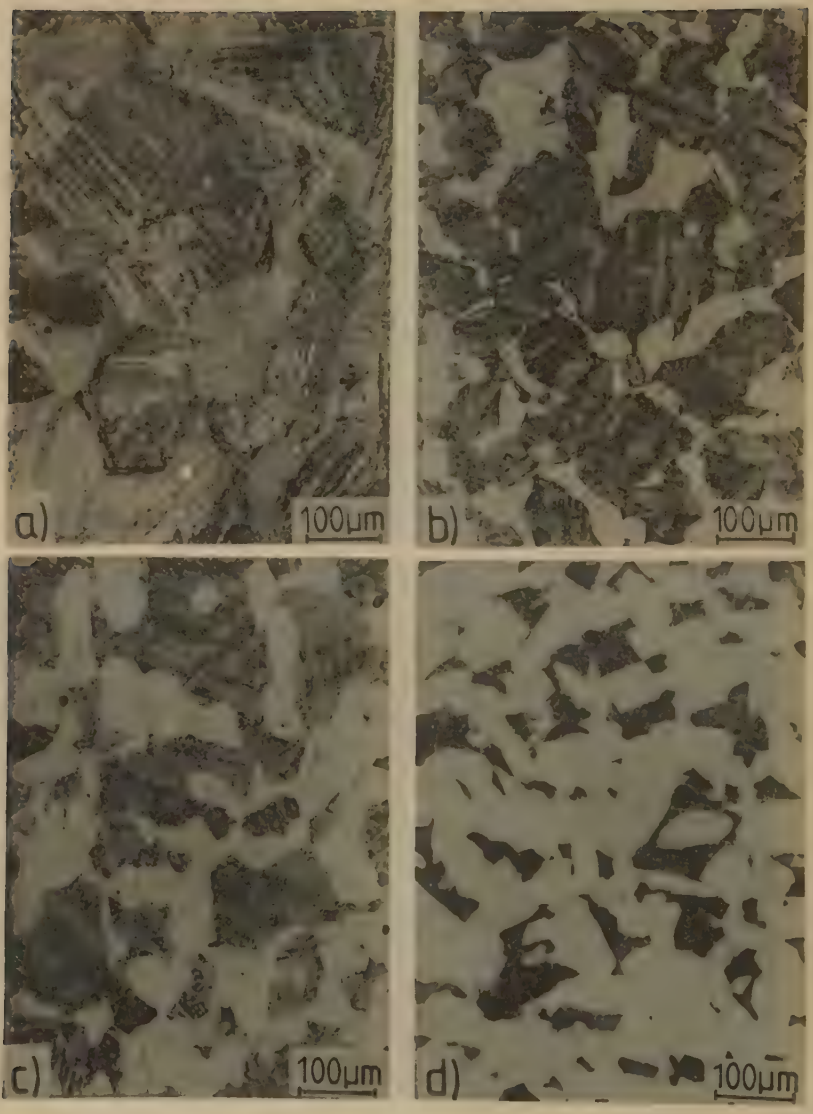
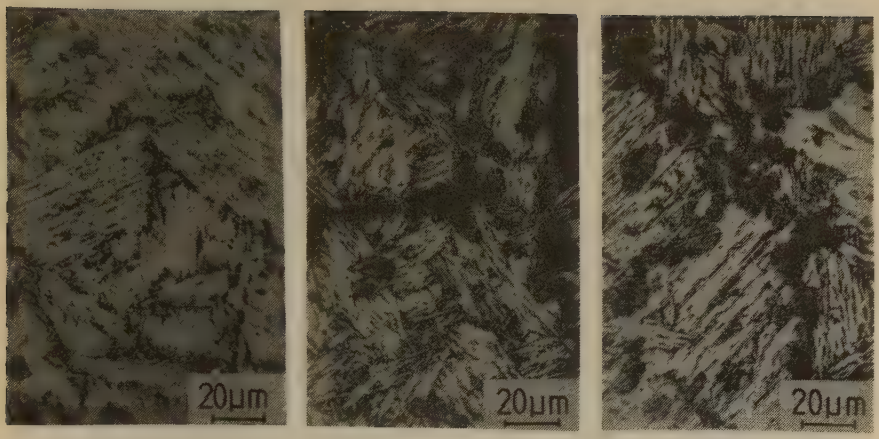
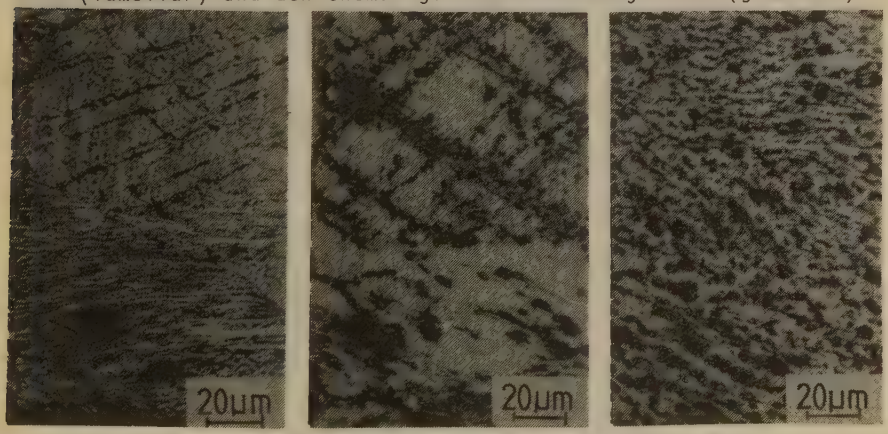



Bild 4 Ferritisch-martensitische Gefüge der Leg. 1 hergestellt nach dem kontinuierlichen Verfahren
(1 h 1250 °C → 1 h $T_{G1}/H_2O$)
a) $T_{G1}$ = 900 °C : 100 Vol. % Martensit
b) $T_{G1}$ = 760 °C : 75 Vol. % Martensit
c) $T_{G1}$ = 745 °C : 50 Vol. % Martensit
d) $T_{G1}$ = 690 °C : 25 Vol. % Martensit




$t_x$ = 15 s $t_x$ = 3 min $t_x$ = 1 h

a) 1 h 1250 °C/$H_2O$ / $t_x$ 800 °C/$H_2O$
Ausscheidung der γ-Phase an den Schergrenzen des Primärmartensits (lamellar) und den ehemaligen Austenitkorngrenzen (globular)



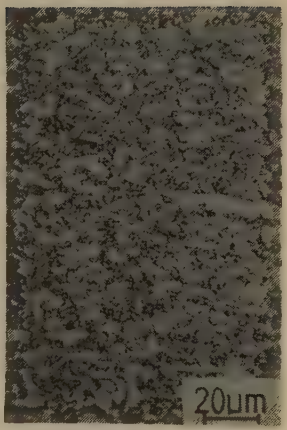

$t_x$ = 15 s $t_x$ = 3 min $t_x$ = 1 h

b) 1 h 1250 °C/$H_2O$ / $\varepsilon_d$ = 30 % / $t_x$ 800 °C/ $H_2O$
Ausscheidung der γ-Phase an den Scherzonen des Primärmartensits (lamellar) und in den in-situ rekristallisierten Verformungsbändern (globular)

Bild 5 Bildung von ferritisch-martensitischen Gefügen mit 40 Vol.% Martensit (Rest Ferrit) bei der interkritischen einstufigen Behandlung in Abhängigkeit von der Dickenabnahme beim Walzen (Leg. 1)

$t_x$ = 15 s

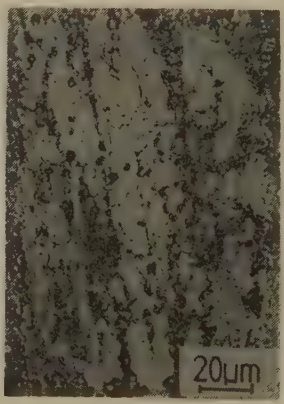
$t_x$ = 3 min



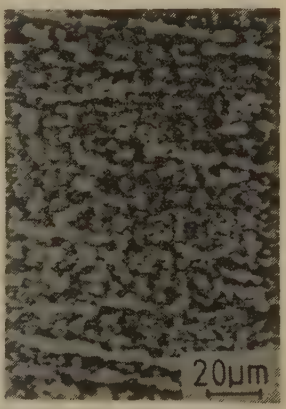

$t_x$ = 1 h

c) 1 h 1250 $^{o}C/H_2O$ / $\varepsilon_d$ = 60 % / $t_x$ 800 $^{o}C/H_2O$
Globulare Ausscheidung der γ-Phase in der in-situ rekristallisierten α-Phase

$t_x$ = 15 s




$t_x$ = 3 min




$t_x$ = 1 h

d) 1 h 1250 $^{o}C/H_2O$ / $\varepsilon_d$ = 90 % / $t_x$ 800 $^{o}C/H_2O$
Diskontinuierliche Rekristallisation in Teilbereichen der α-Phase mit nachfolgender Ausscheidung der γ-Phase an den Rekristallisierungsfronten und in den in-situ rekristallisierten Bereichen der α-Phase

Bild 5 Fortsetzung

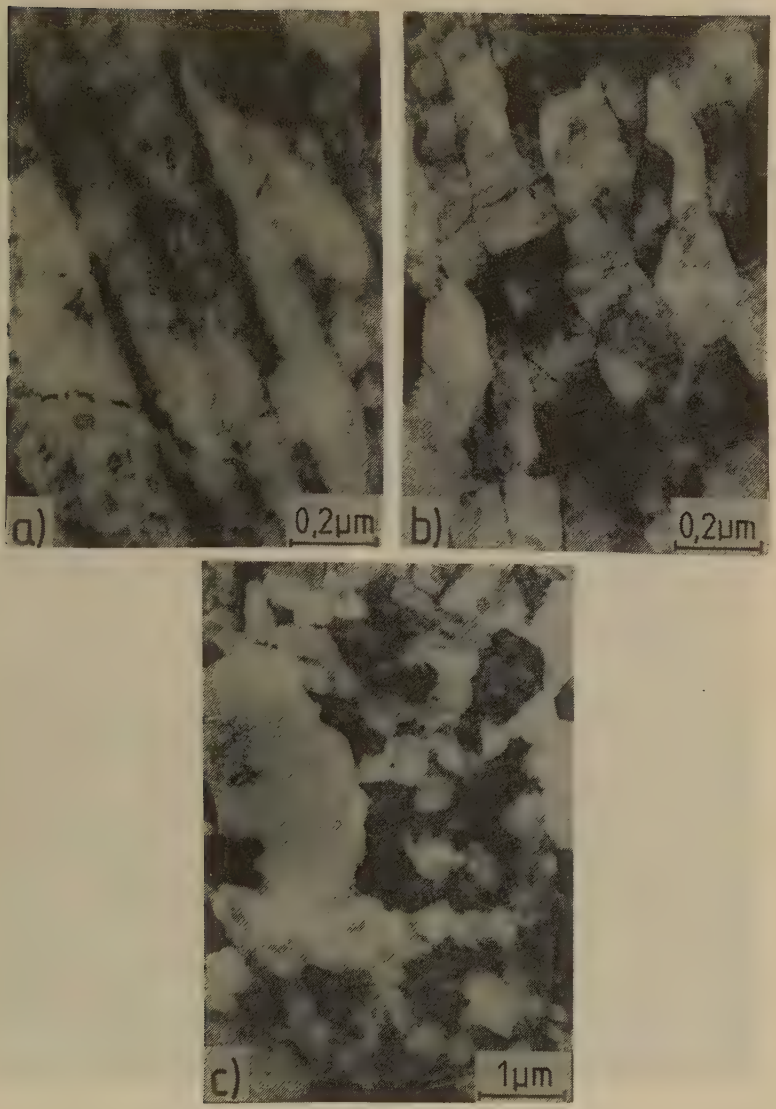



Bild 6 Beginn der Gefügebildung bei der interkritischen einstufigen Behandlung in Abhängigkeit von der Dickenabnahme beim Walzen (Leg. 1: 1 h 1250 $^{o}C/H_2O/\varepsilon_d$/15 s 800 $^{o}C/H_2O$)

a) $\varepsilon_d$ = 30 % : Austenitbildung an den Schergrenzen des Primärmartensits

b) $\varepsilon_d$ = 30 % : In-situ Rekristallisation der α-Phase und Subkornbildung in den Verformungsbändern

c) $\varepsilon_d$ = 90 % : Beginn der diskontinuierlichen Rekristallisation in der α-Phase

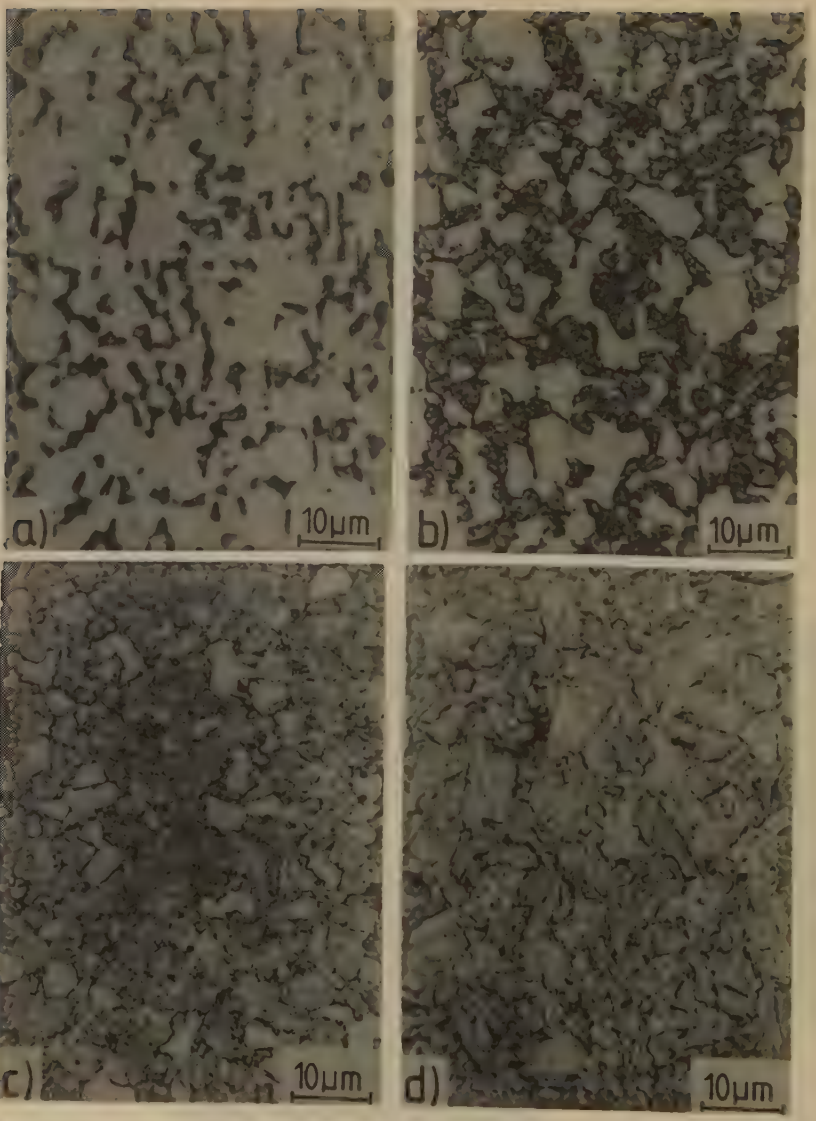
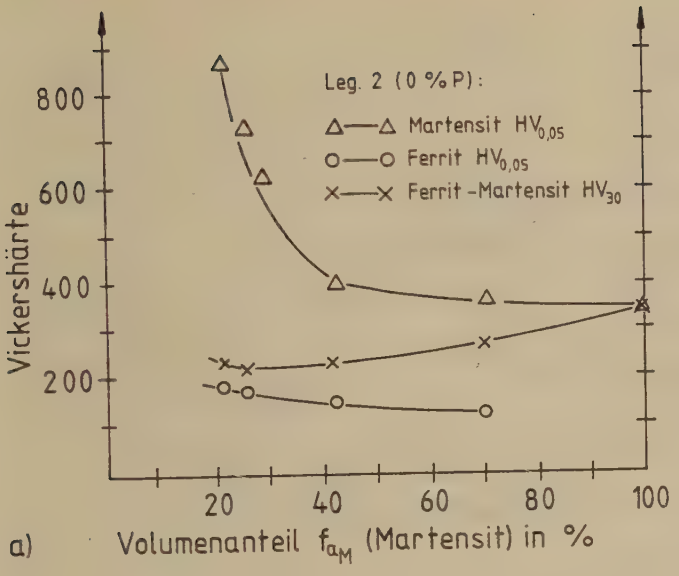



Bild 7 Ferritisch-martensitische Gefüge der Leg. 1 hergestellt nach dem interkritischen zweistufigen Verfahren
(1 h 1250 °C/$H_2O$/1 h $T_{G1}/H_2O/\varepsilon_d$ = 60 %/1 h $T_{G1}/H_2O$
a) $T_{G1}$ = 780 °C : 25 Vol. % Martensit
b) $T_{G1}$ = 820 °C : 50 Vol. % Martensit
c) $T_{G1}$ = 840 °C : 75 Vol. % Martensit
d) $T_{G1}$ = 890 °C : 100 Vol. % Martenstit



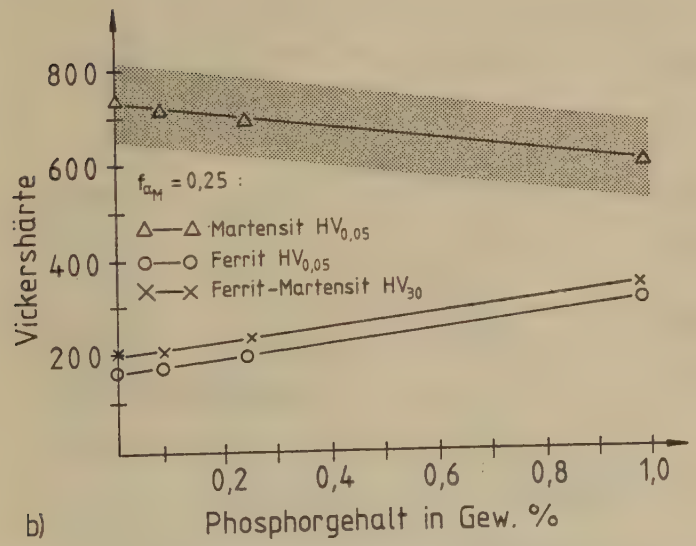
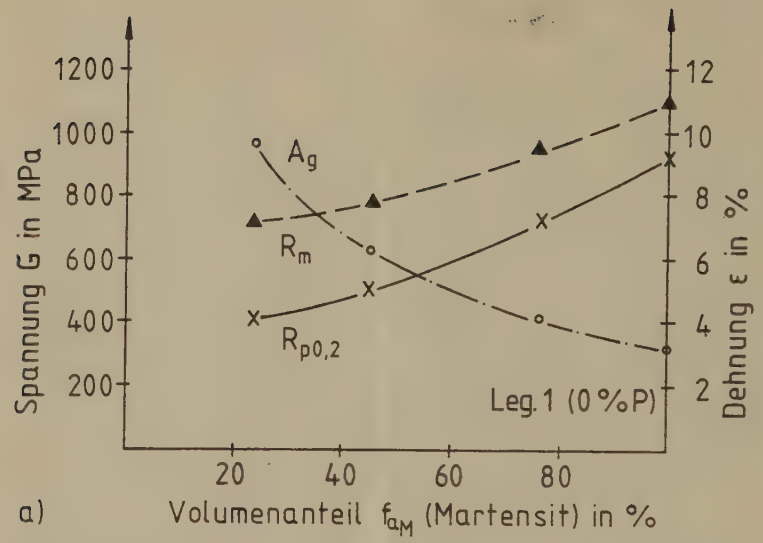




Bild 8 Vickershärtewerte der Ferrit-Martensit Gefüge
a) über dem Martensitvolumenanteil $f_{\alpha_M}$ (Leg. 2 mit 0 % P)
b) über dem Phosphorgehalt $x_P$ ($f_{\alpha_M} = 0,25$)



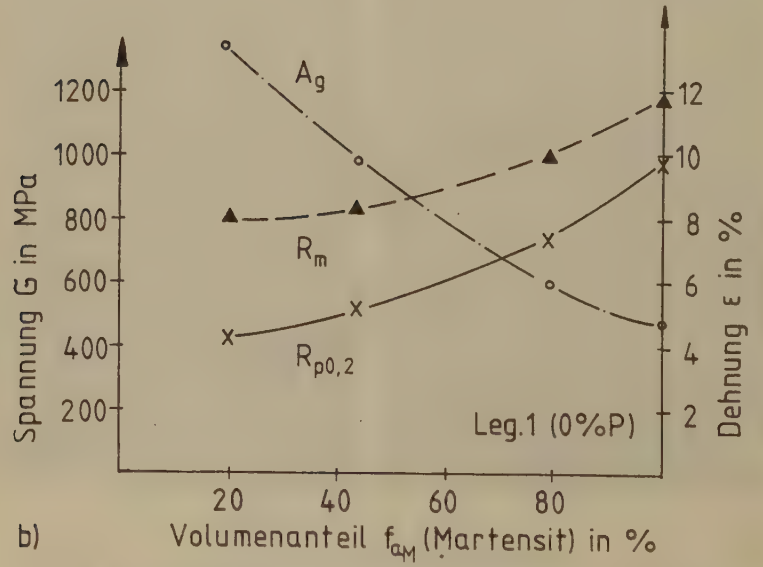




Bild 9 0,2 %-Dehngrenze $R_{p0,2}$, Zugfestigkeit $R_m$ und Gleichmaßdehnung $A_g$ über dem Martensitvolumenanteil $f_{\alpha M}$ von Ferrit-Martensit Gefügen
a) hergestellt nach dem kontinuierlichen Verfahren ($\bar{D}_\alpha$ = 50 µm)
b) hergestellt nach dem interkritischen zweistufigen Verfahren ($\bar{D}_\alpha$ = 5 µm)

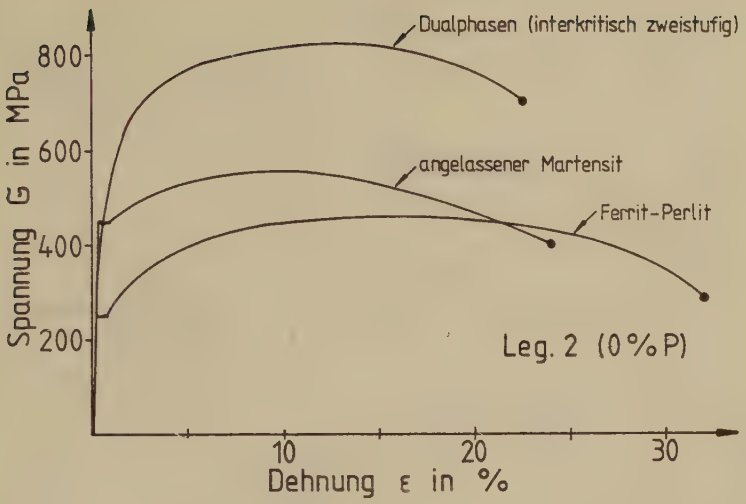



Bild 10 Ingenieurmäßige Spannungs-Dehnungs-Diagramme der Gefüge Dualphasen (interkritisch zweistufig), angelassener Martensit und Ferrit-Perlit in Leg. 2 (0 % P)

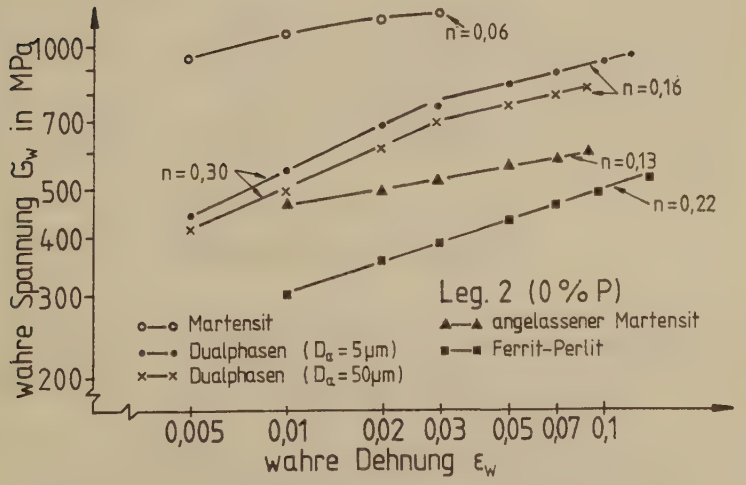



Bild 11 Wahre Spannungs-Dehnungs-Diagramme von verschiedenen Gefügetypen der Leg. 2 (0 % P) aufgetragen im doppellogarithmischen Maßstab

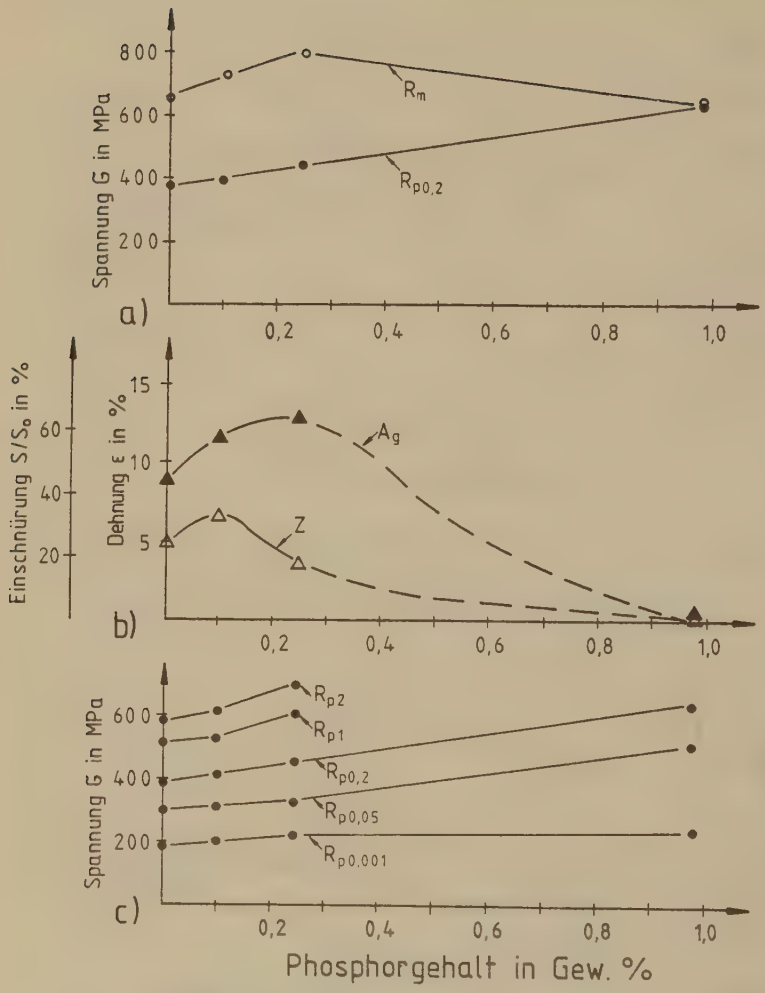



Bild 12 Zugversuchskennwerte der kontinuierlich hergestellten Dualphasen-Gefüge ($\bar{D}_\alpha \approx 50$ µm) in Abhängigkeit vom Phosphorzusatz (Leg. 2 - 5)

a) 0,2 %-Dehngrenze $R_{p0,2}$ und Zugfestigkeit $R_m$

b) Gleichmaßdehnung $A_g$ und Brucheinschnürung Z

c) Fließverhalten im Mikrodehnungsbereich

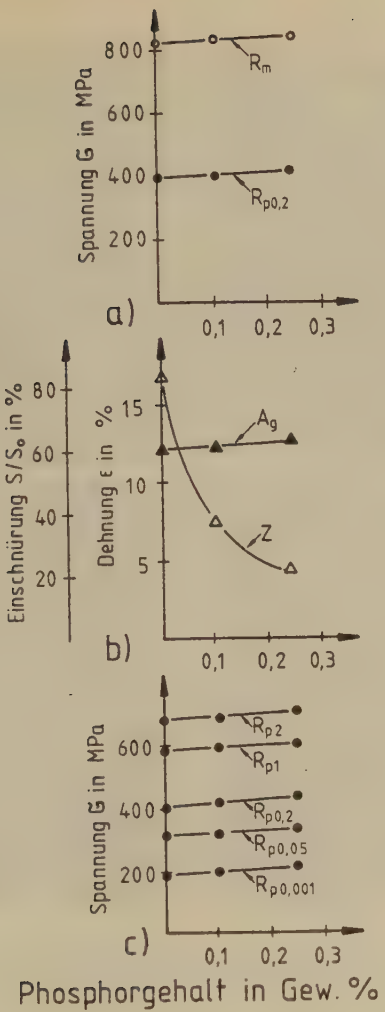



Bild 13 Zugversuchskennwerte der interkritisch zweistufig hergestellten Dualphasen-Gefüge ($\bar{D}_\alpha$ = 5 µm) in Abhängigkeit vom Phosphorzusatz (Leg. 2 - 4)
a) 0,2 % Dehngrenze $R_{p0,2}$ und Zugfestigkeit $R_m$
b) Gleichmaßdehnung $A_g$ und Brucheinschnürung Z
c) Fließverhalten im Mikrodehnungsbereich

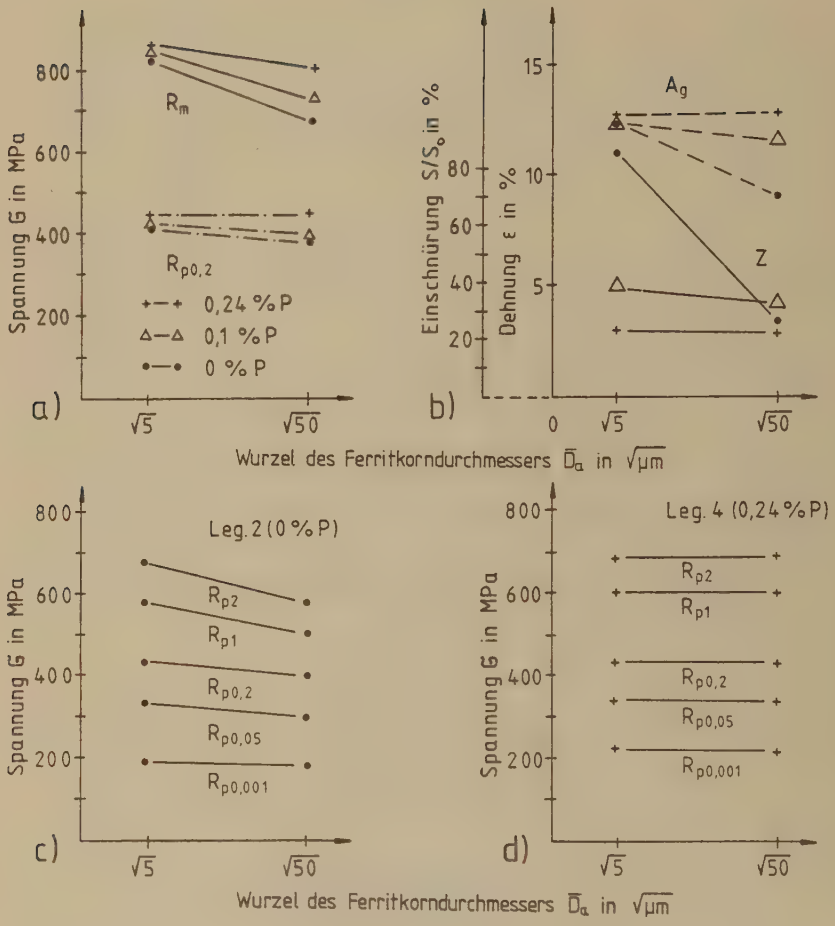



Bild 14 Zugversuchskennwerte der Dualphasen-Gefüge in Abhängigkeit von der Korngröße (Leg. 2 - 4)
a) 0,2 %-Dehngrenze $R_{p0,2}$ und Zugfestigkeit $R_m$
b) Gleichmaßdehnung $A_g$ und
c) Fließverhalten im Mikrodehnungsbereich (Leg. 2: 0 % P)
d) Fließverhalten im Mikrodehnungsbereich (Leg. 4: 0,24 % P)

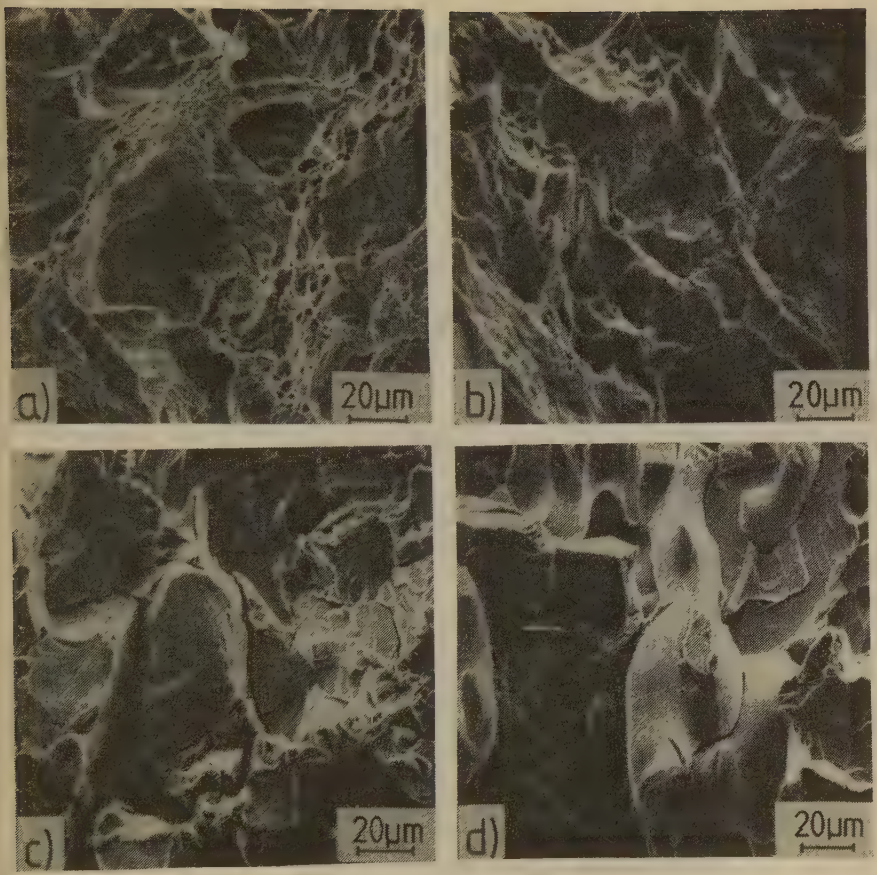



Bild 15 a - d REM-Aufnahmen der Zugprobenbruchflächen der kontinuierlich hergestellten Dualphasen-Gefüge ($\bar{D}_\alpha$ = 50 µm) mit 0 bis 0,98 Gew. % P

a) Leg. 2 (0 % P); duktiler Wabenbruch

b) Leg. 3 (0,1 % P); duktiler Wabenbruch

c) Leg. 4 (0,24 % P); verformungsarmer Bruch mit teilweise aufgerissenen Phasengrenzen

d) Leg. 5 (0,98 % P); Spaltbruch im Ferrit mit aufgerissenen Phasengrenzen

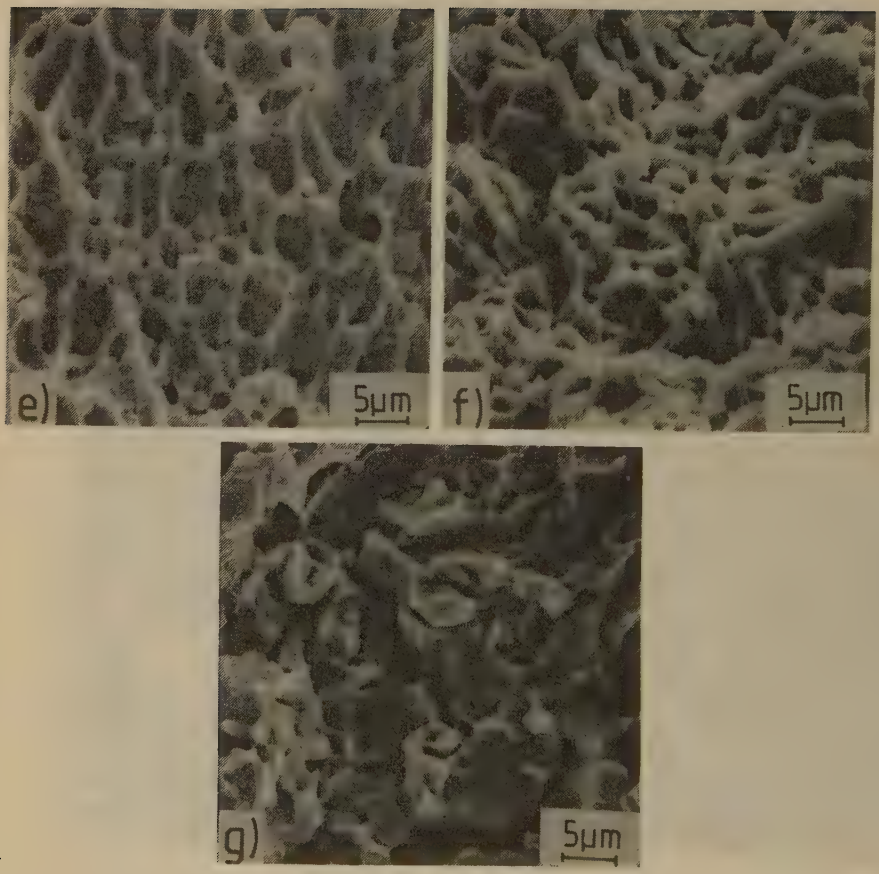



Bild 15 e - g REM-Aufnahmen der Zugprobenbruchflächen der interkritisch zweistufig hergestellten Dualphasen-Gefüge ($\bar{D}_\alpha$ = 5 µm) mit 0 bis 0,24 Gew. % P
e) Leg. 2 (0 % P); duktiler Wabenbruch
f) Leg. 3 (0,1 % P); duktiler Wabenbruch
g) Leg. 4 (0,24 % P); verformungsarmer Bruch mit teilweise aufgerissenen Phasengrenzen

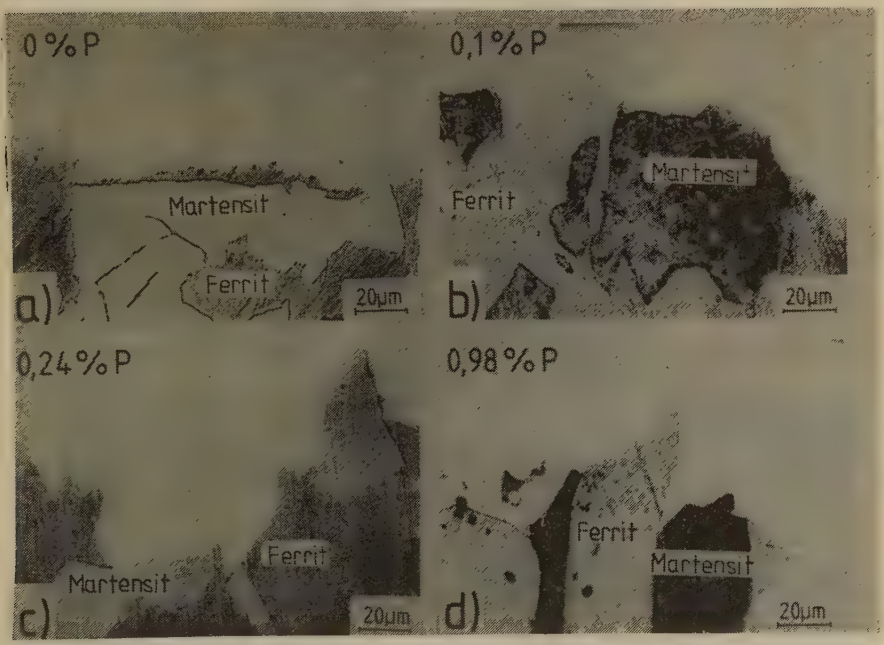



Bild 16 Querschliff der Zugprobenbruchflächen der kontinuierlich hergestellten Dualphasen-Gefüge ($\bar{D}_\alpha$ = 50 µm) mit 0 bis 0,98 Gew. % P

a) Leg. 2 (0 % P); duktiler Trennbruch im Ferrit

b) Leg. 3 (0,1 % P); duktiler Trennbruch im Ferrit

c) Leg. 4 (0,24 % P); verformungsarmer Bruch im Ferrit mit teilweise aufgerissenen Phasengrenzen

d) Leg. 5 (0,98 % P): Spaltbruch im Ferrit und Aufreißen der Phasengrenzflächen

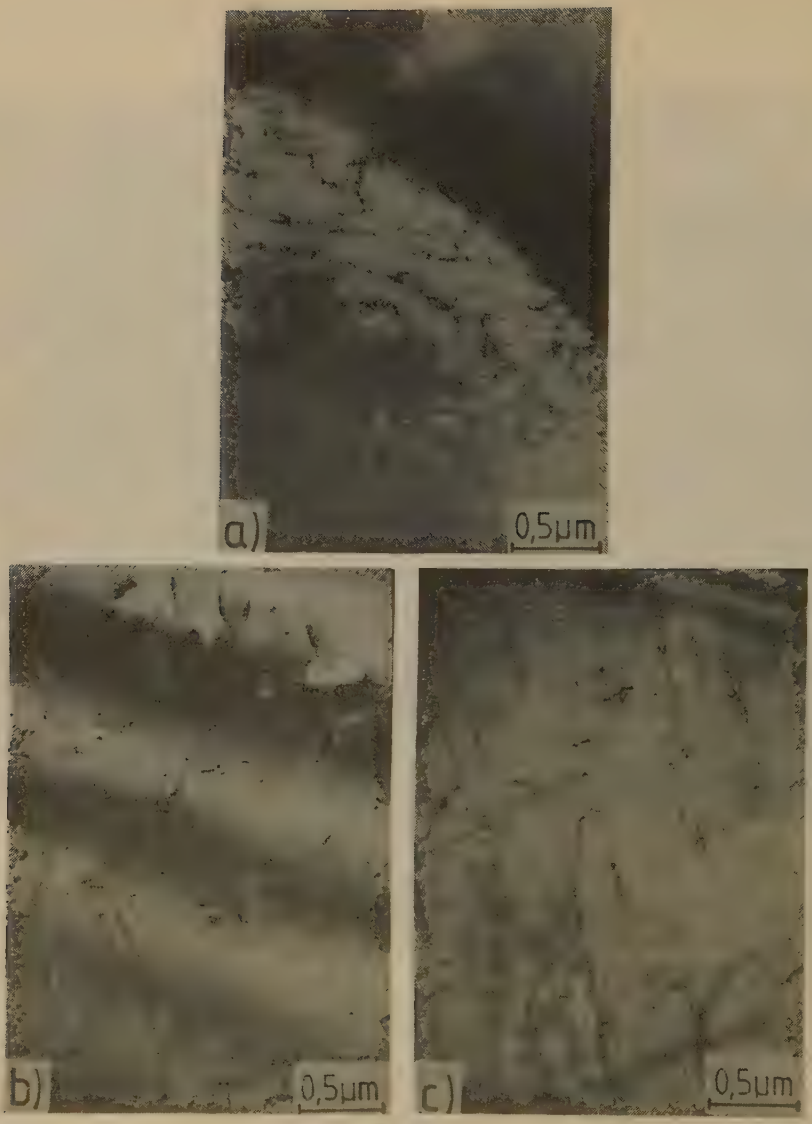



Bild 17 Versetzungsstrukturen in einem unverformten Dualphasen-Gefüge ($\bar{D}_\alpha$ = 50 µm)

a) erhöhte Versetzungsdichte im Ferrit in den martensitnahen Zonen (Leg. 2: 0 % P)

b) geknickte und wellige Form der Versetzungen im Ferrit der Leg. 2 mit 0 % P

c) geradliniger und paralleler Verlauf der Versetzungen im Ferrit der Leg. 5 mit 0,98 % P

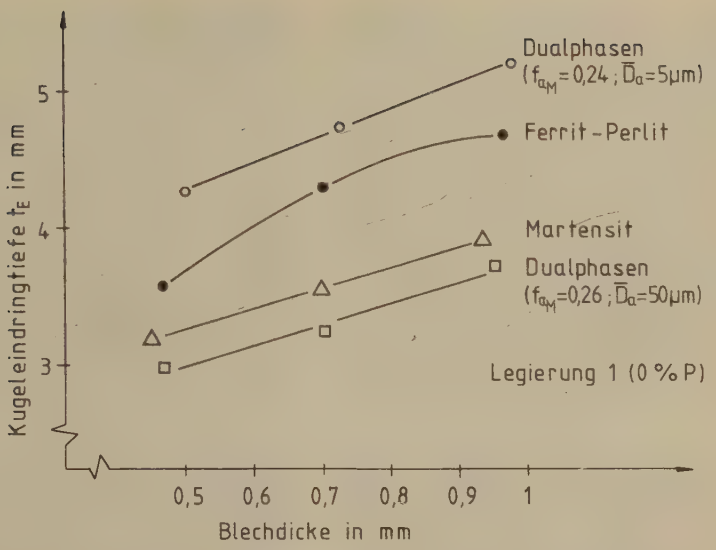



Bild 18 Erichsen-Tiefung für verschiedene Gefügetypen in Abhängigkeit von der Blechdicke

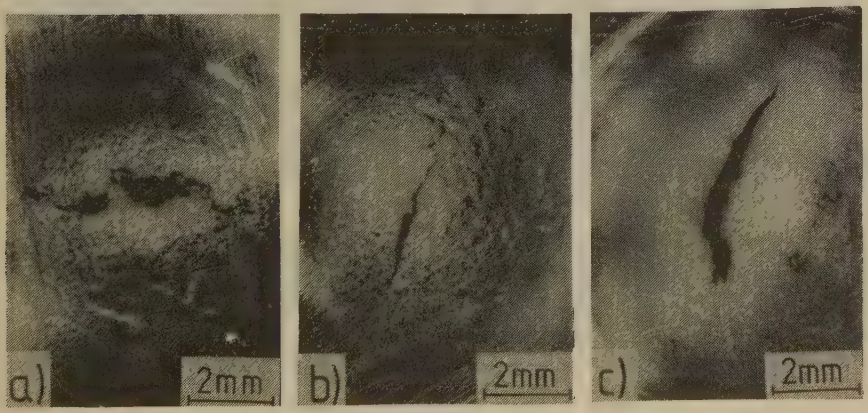



Bild 19 Stereomikroskopische Aufnahme der aufgerissenen Kugelkalotte

a) Dualphasen ($\overline{D}_\alpha$ = 50 µm, kontinuierlich hergestellt)
b) Martensit
c) Dualphasen ($\overline{D}_\alpha$ = 5 µm , interkritisch zweistufig hergestellt)

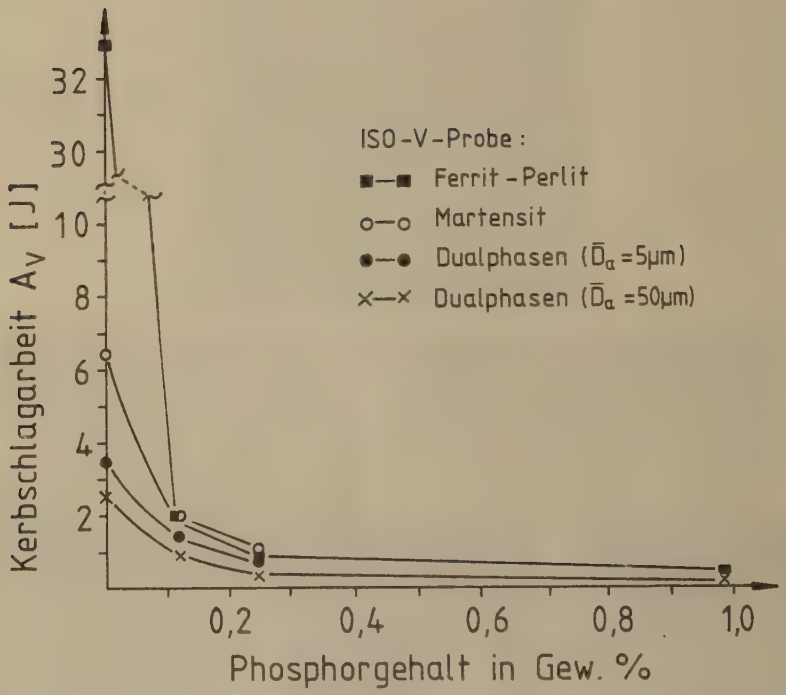



Bild 20 Kerbschlagarbeit verschiedener Gefügetypen in Abhängigkeit vom Phosphorgehalt (Prüftemperatur: 20 °C)

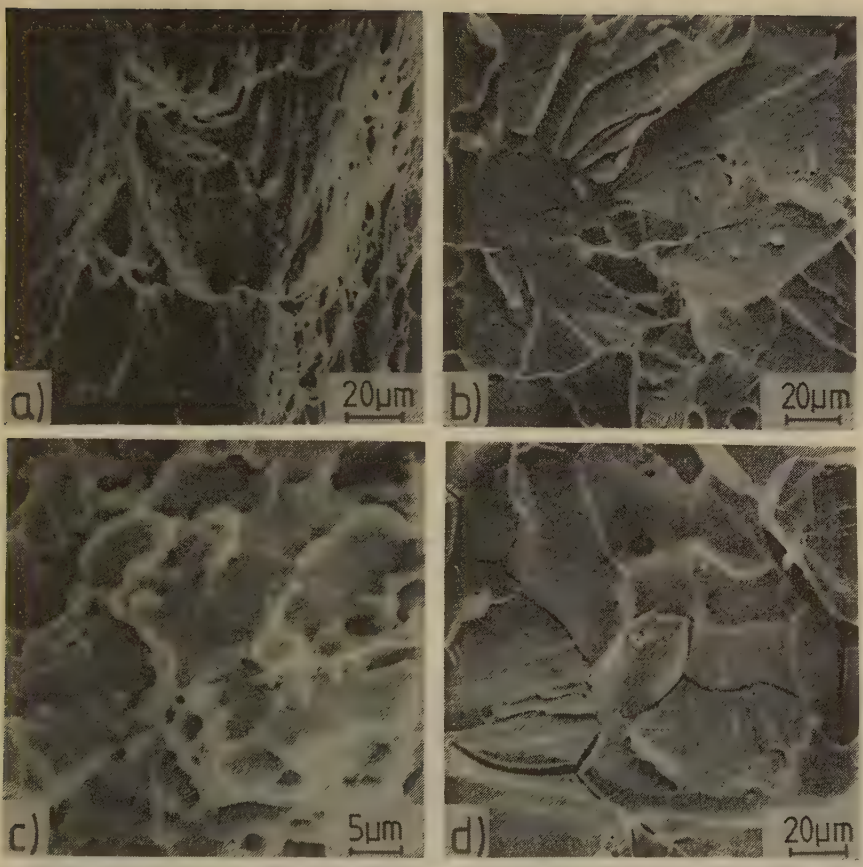



Bild 21 a - d REM-Aufnahmen der Kerbschlagprobenbruchflächen
a) Ferrit-Perlit, 0 % P, Prüftemperatur: 20 °C
b) Dualphasen ($\bar{D}_\alpha$ = 50 µm), 0 % P, Prüftemperatur: 20 °C
c) Dualphasen ($\bar{D}_\alpha$ = 5 µm), 0 % P, Prüftemperatur: 20 °C
d) Dualphasen ($\bar{D}_\alpha$ = 50 µm), 0,98 % P, Prüftemperatur: 20 °C

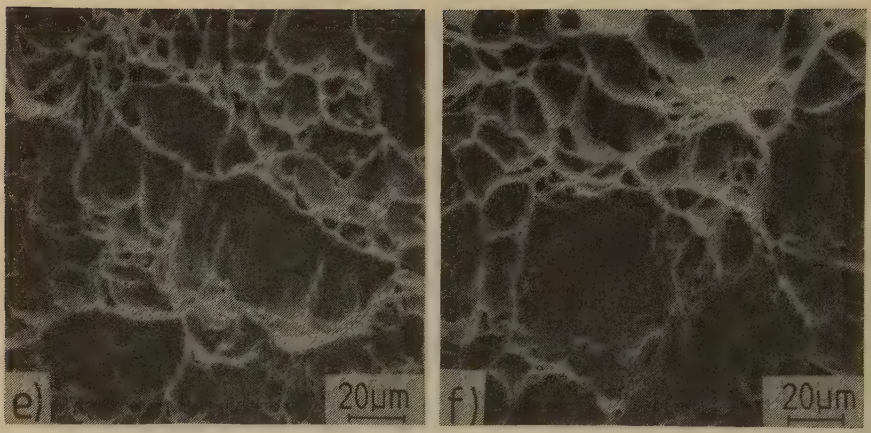



Bild 21 e - f e) Dualphasen ($\bar{D}_\alpha$ = 50 µm), 0 % P, Prüftemperatur: 200 °C
f) Dualphasen ($\bar{D}_\alpha$ = 50 µm), 0,24 % P, Prüftemperatur: 200 °C

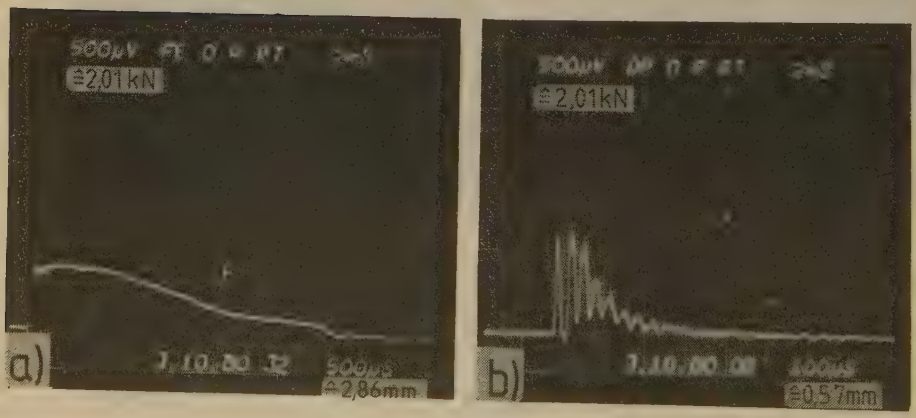



Bild 22 Kraft-Weg Diagramm beim Kerbschlagbiegeversuch
a) Ferrit-Perlit, 0 % P, Prüftemperatur: 20 °C
b) Dualphasen ($\bar{D}_\alpha$ = 5 µm), 0 % P, Prüftemperatur: 20 °C

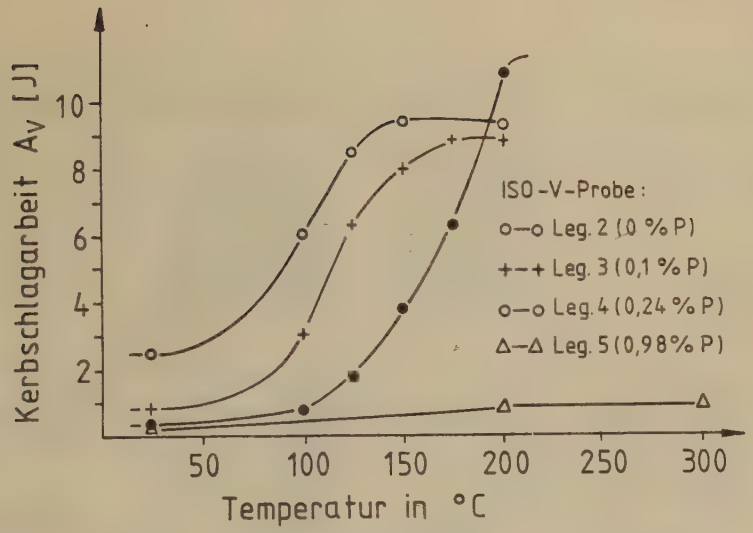



Bild 23 Kerbschlagarbeit-Temperatur-Kurve der kontinuierlich hergestellten Dualphasen-Gefüge ($\bar{D}_\alpha$ = 50 µm) mit 0; 0,1; 0,24 und 0,98 Gew. % P-Zusatz

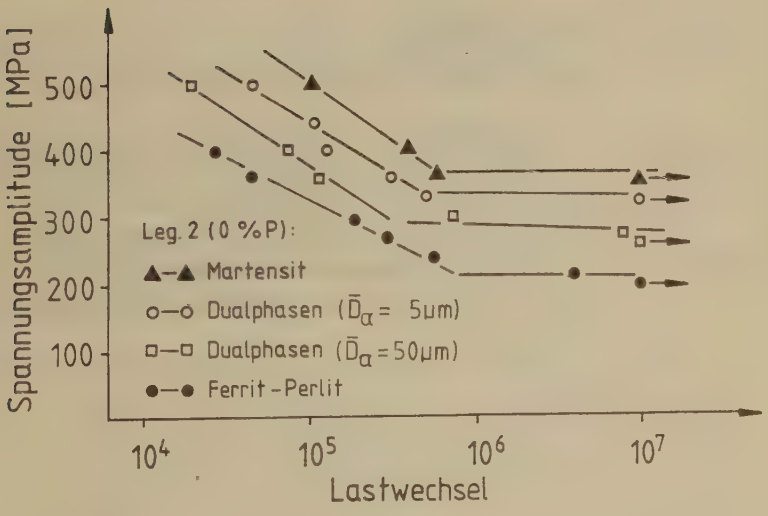



Bild 24 Wöhlerdiagramme für verschiedene Gefügetypen

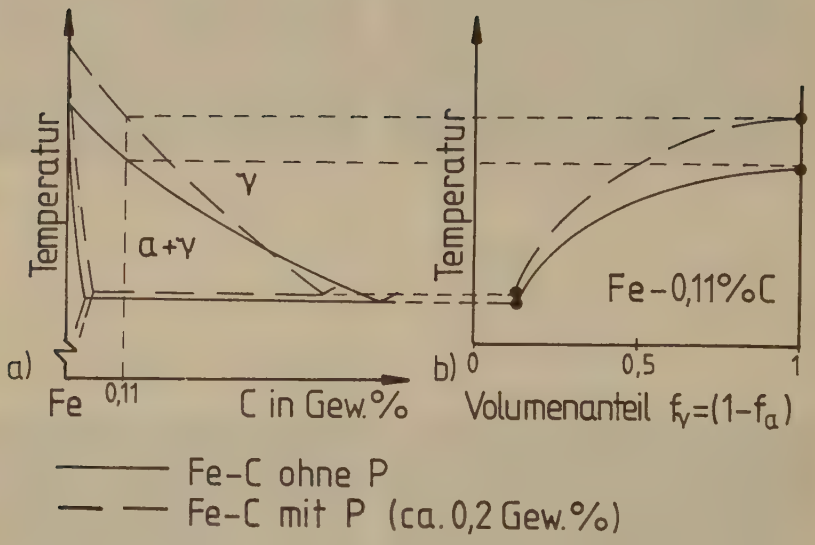



Bild 25 Volumenanteil der Phase Ferrit ($f_\alpha$) und der Phase Austenit ($f_\gamma$) in Abhängigkeit von der Temperatur T ($A_1 < T < A_3$) erläutert anhand eines halbschematischen Zustandsdiagramms für eine Fe-0,11 % C Legierung ohne und mit P-Zusatz

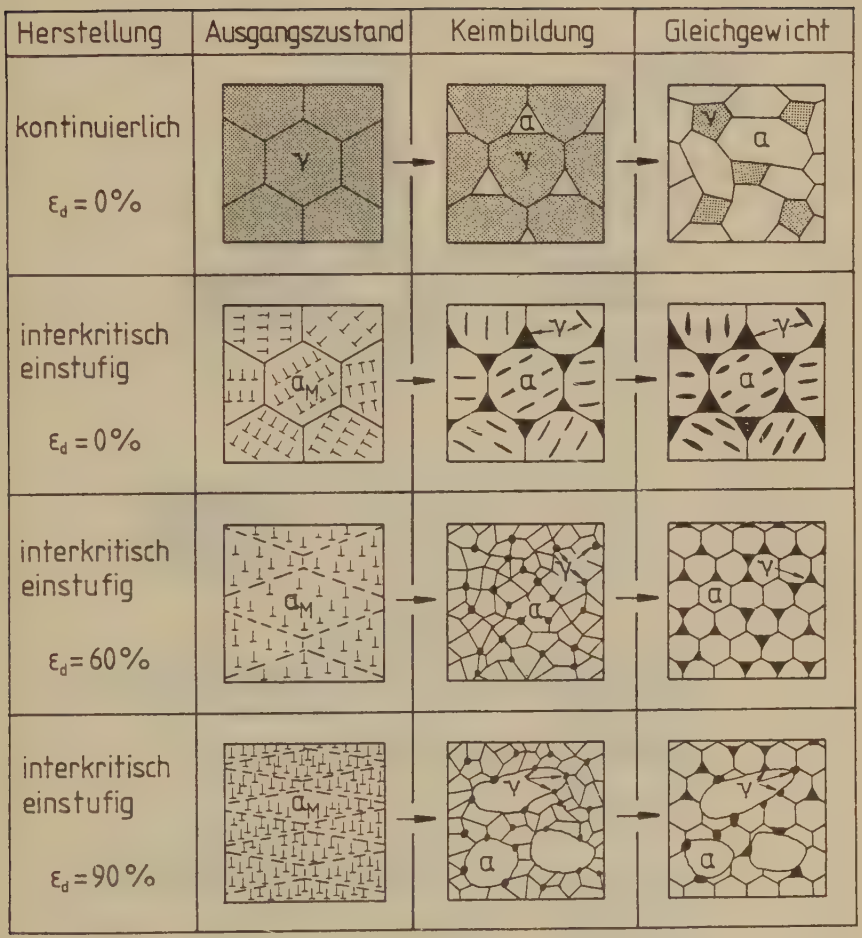



Bild 26 Schematische Darstellung der Gefügebildung während der Glühung im ($\alpha + \gamma$)-Gebiet im kontinuierlichen und im einstufigen interkritischen Verfahren ($\varepsilon_d$ = 0; 60 und 90 %) für ein Ferrit-Martensit Gefüge mit ca. 25 Vol. % Martensit

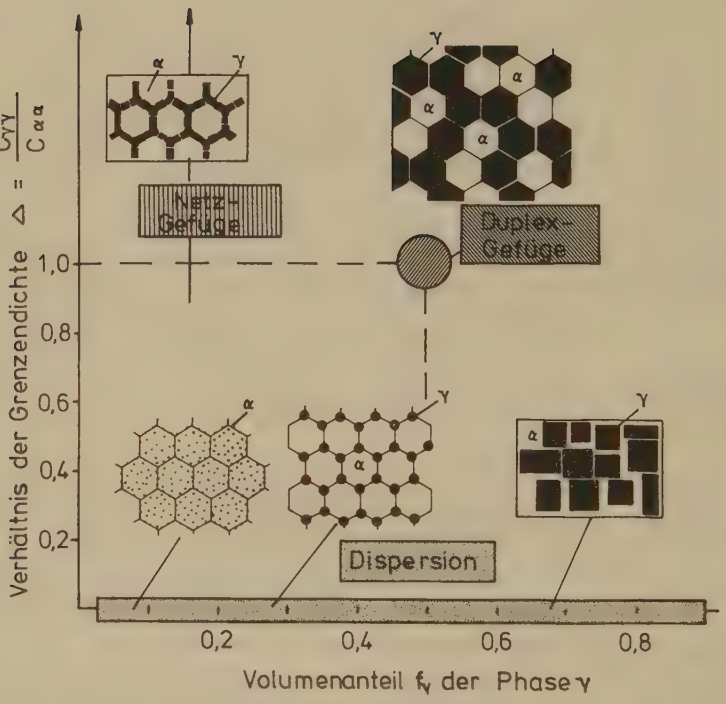



Bild 27 Kennzeichnung verschiedener Gefügetypen in Abhängigkeit vom Verhältnis der Korngrenzenkonzentrationen

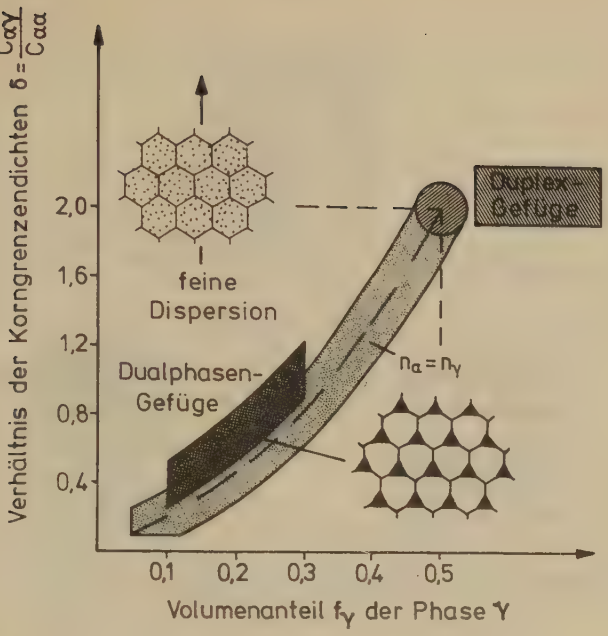



Bild 28 Kennzeichnung verschiedener Gefügetypen in Abhängigkeit vom Verhältnis der Phasengrenzen- zu Korngrenzenkonzentration. Mit $n_\alpha$ bzw. $n_\gamma$ ist die Anzahl der α- bzw. γ-Körner pro Volumen bezeichnet.

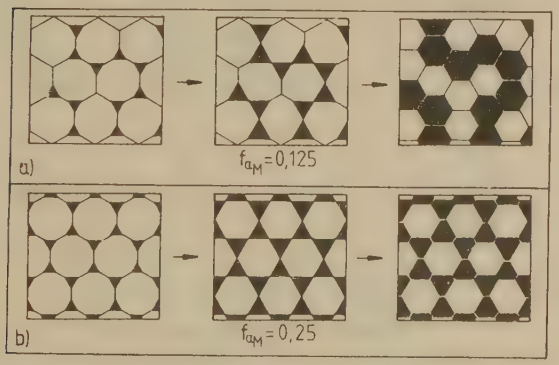



Bild 29 Umwandlungen des Gefügetyps
a) $n_\alpha = n_{\alpha_M}$; Dispersion → Duplex-Gefüge
b) $2n_\alpha = n_{\alpha_M}$; Dispersion → Netz-Gefüge

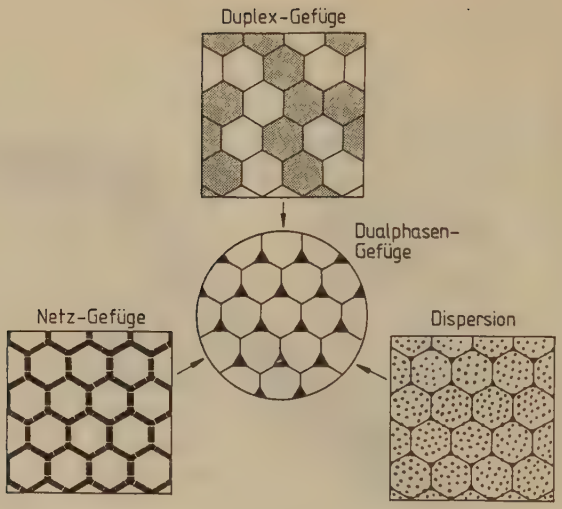



Bild 30 Schematische Darstellung der Topologie zweiphasiger Gefüge

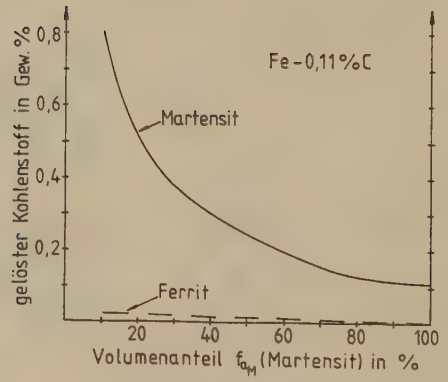



Bild 31 Gelöster Kohlenstoff in den Phasen Ferrit und Martensit in einem Ferrit-Martensit Gefüge in einer Fe-0,11 Gew. % C Legierung in Abhängigkeit vom Martensitvolumenanteil

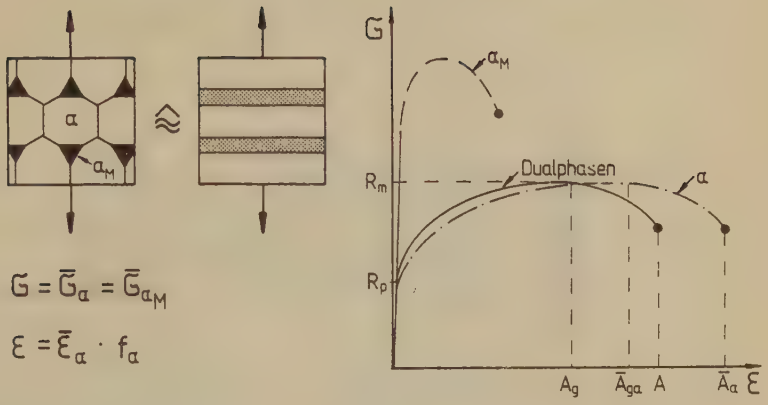



Bild 32 Aufteilung der Spannung und Dehnung im Dualphasen-Gefüge schematisch dargestellt anhand der partiellen Spannungs-Dehnungs-Diagramme der Phasen Ferrit und Martensit

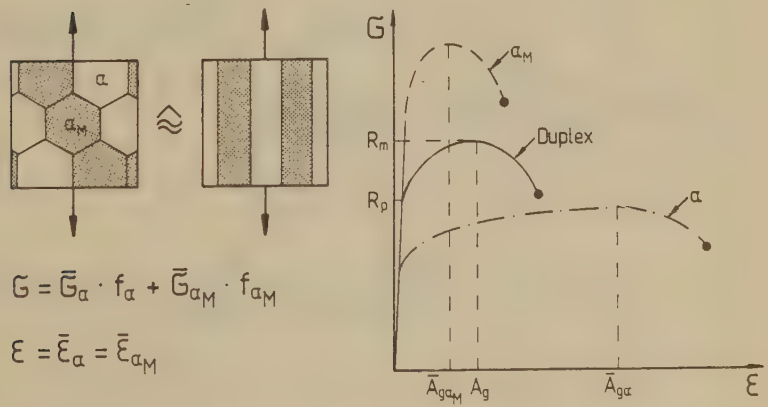



Bild 33 Aufteilung der Spannung und Dehnung im Duplex-Gefüge schematisch dargestellt anhand der partiellen Spannungs-Dehnungs-Diagramme der Phasen Ferrit und Martensit

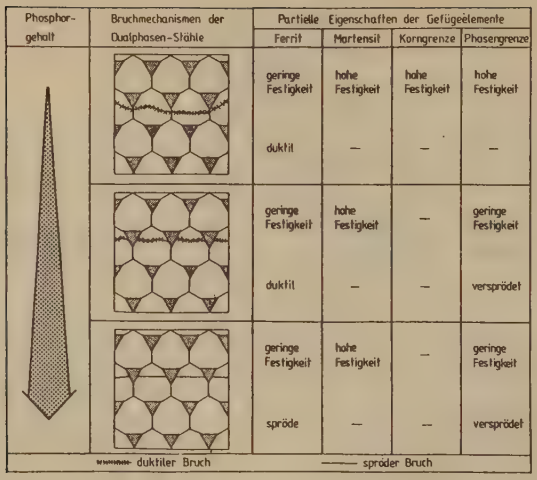



Bild 34 Schematische Darstellung des Bruchverhaltens eines Dualphasen-Stahls in Abhängigkeit vom Phosphorgehalt

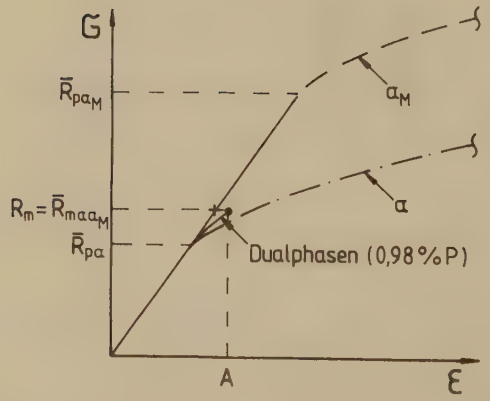



Bild 35 Schematische Darstellung der partiellen Spannungs-Dehnungs-Diagramme (Mikrodehnungsbereich) der Gefügeelemente Phase $\alpha$, Phase $\alpha_M$ und Phasengrenze $\alpha\alpha_M$ eines hochphosphorhaltigen Stahls zur Deutung des makroskopischen Spannungs-Dehnungs-Diagramms

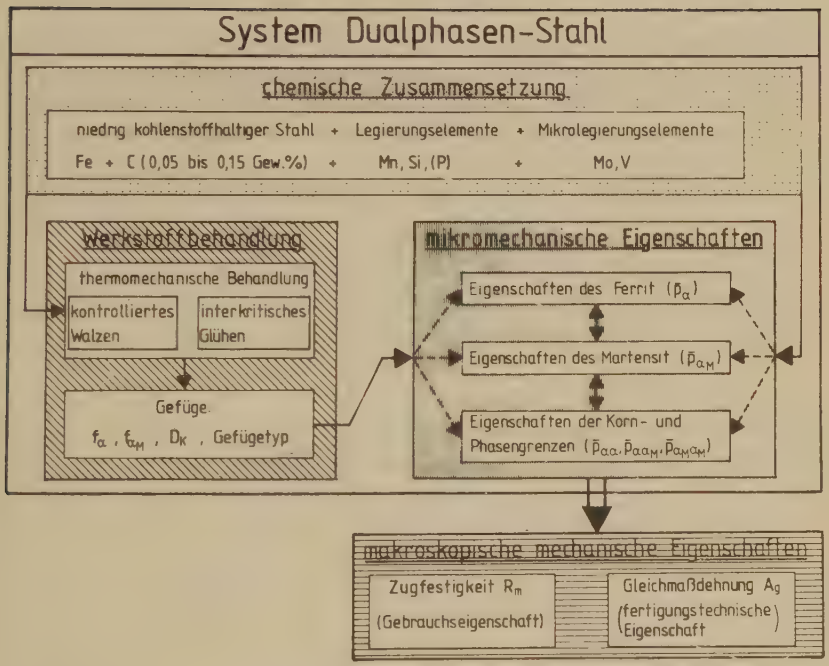



Bild 36 Makroskopische mechanische Eigenschaften des Dualphasen-Stahls in Abhängigkeit von den mikroskopischen Eigenschaften, der Werkstoffbehandlung und der chemischen Zusammensetzung

Die vorliegende Arbeit wurde in der Zeit von Januar 1978 bis Oktober 1981 am Institut für Werkstoffe (Abteilung Maschinenbau) der Ruhr-Universität Bochum durchgeführt.

Herrn Professor Dr.-Ing. E. Hornbogen gilt mein besonderer Dank für die Anregung zu dieser Arbeit. Seine stete Bereitschaft zu Diskussionen mit begleitenden, wertvollen Hinweisen haben entscheidend zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen.

Weiterhin möchte ich Herrn Professor Dr.-Ing. H. Berns für die Obernahme des Korreferats zu der vorliegenden Arbeit danken.

Auch allen Mitarbeitern des Institutes für Werkstoffe, die mir bei der Durchführung der Versuche und der Fertigstellung das Manuskriptes behilflich waren, möchte ich meinen Dank sagen.

Das Versuchsmaterial stellte die Firma Krupp Stahl AG, Bochum und die Firma Climax Molybdenum, Michigan (USA) zur Verfügung, wofür ich an dieser Stelle danke.

Lebenslauf

| | |
|---|---|
| Name | Joachim Becker |
| geboren am | 11. 5.1954 |
| Geburtsort | Wuppertal |
| Eltern | Dieter Becker und<br>Ehefrau Margrit, geb. Kricorian |
| 1960 - 1964 | ev. Volksschule in<br>Denklingen/Rhld. |
| 1964 - 1969 | Hollenberggymnasium in<br>Waldbröl/Rhld. |
| 1969 - 1972 | Gymnasium Aue in Wuppertal |
| Mai 1972 | Abitur |
| WS 72/73 - WS 76/77 | Studium des Allgemeinen Maschinenbaus<br>an der Ruhr-Universität Bochum |
| April 1977 | Diplomprüfung<br>Diplomarbeit am<br>Institut für Werkstoffe<br>der Abteilung für Maschinenbau<br>Thema: "Einfluß der Karbiddisper-<br>sion auf den Rekristallisations-<br>beginn eines untereutektoiden Stahls"<br>Betreuer: Prof. Dr.-Ing. E. Hornbogen |
| seit Mai 1977 | Wiss. Assistent m.d.V.b.<br>(ab Januar 1979 wiss. Assistent)<br>am Institut für Werkstoffe der<br>Ruhr-Universität Bochum |

FOTODRUCK J. MAINZ – Telefon: (02 41) 2 73 05
Neupforte 13, Nähe Markt, 5100 Aachen